



**Уральский  
федеральный  
университет**

имени первого Президента  
России Б.Н.Ельцина

**Институт  
материаловедения  
и металлургии**

**А. Г. ИЛЛАРИОНОВ**

**А. А. ПОПОВ**

# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Учебное пособие

Министерство образования и науки Российской Федерации  
Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

А. Г. Илларионов, А. А. Попов

## **ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

*Допущено учебно-методическим объединением по образованию в области  
металлургии в качестве **учебного пособия** для студентов высших учебных  
заведений, обучающихся по направлению «Металлургия»*

Екатеринбург  
Издательство Уральского университета  
2014

УДК 017.1:669.295(075.8)

ББК 34.23я73

И44

Рецензенты:

кафедра «Технология металлов» Уральского государственного лесотехнического университета (зав. кафедрой, д-р техн. наук, проф. Б. А. Потехин);

д-р техн. наук, проф. М. Л. Лобанов (начальник центральной заводской лаборатории ООО «ВИЗ-Сталь»)

Научный редактор – канд. техн. наук, проф. С. Л. Демаков

**Илларионов, А. Г.**

И44 Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие / А. Г. Илларионов, А. А. Попов. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 137 с.

ISBN 978-5-7996-1096-8

Рассмотрены основные технологические свойства титановых сплавов – литейные, деформационные, свариваемость, мехобрабатываемость, прокаливаемость; а также эксплуатационные – хладостойкость, жаропрочность, усталость. Приведены характерные особенности поведения этих свойств применительно к промышленным сплавам титана, рассмотрено влияние различных факторов на их уровень и способы их повышения.

Библиогр.: 8 назв. Табл. 30. Рис. 40.

УДК 017.1:669.295(075.8)

ББК 34.23я73

---

*Учебное издание*

**Илларионов** Анатолий Геннадьевич

**Попов** Артемий Александрович

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА  
ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Подписано в печать 28.01.2014. Формат 70×100 1/16. Бумага писчая. Плоская печать.

Усл. печ. л. 10,97. Уч.-изд. л. 7,0. Тираж 100 экз. Заказ № 74.

Издательство Уральского университета  
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ  
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5  
Тел.: 8(343)375-48-25, 375-46-85, 374-19-41  
E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ  
620075, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4  
Тел.: 8(343) 350-56-64, 350-90-13  
Факс: 8(343) 358-93-06  
E-mail: press-urfu@mail.ru

ISBN 978-5-7996-1096-8

© Уральский федеральный университет, 2014

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Титановые сплавы являются одним из основных конструкционных материалов, применяемых в настоящее время в разных отраслях промышленности. Широкое их использование связано с присущими титану и его сплавам комплексу свойств – высокая удельная прочность, коррозионная стойкость во многих агрессивных средах, немагнитность, хорошая жаропрочность при температурах эксплуатации до 500–600 °С.

Более эффективное использование титановых сплавов возможно при снижении затрат на производство из него полуфабрикатов и изделий. Весомый вклад в стоимость изделия вносят технологические операции при изготовлении полуфабрикатов такие как фасонное литье, пластическая деформация, сварка, механическая и термическая обработка. Каждая из этих операций характеризуется определенным комплексом таких технологических свойств, как литейные, деформационные, свариваемость; мехобрабатываемость, прокаливаемость, которые и являются предметом рассмотрения первой части пособия.

Рациональный выбор для использования тех или иных титановых сплавов во многих областях современного производства неразрывно связан с анализом их поведения при конкретных условиях эксплуатации. Наиболее часто встречающимися критичными параметрами при эксплуатации являются работа в условиях высоких и низких температур, а также при циклических нагрузках. В связи с этим наиболее важными эксплуатационными свойствами титановых сплавов можно считать хладостойкость в условиях работы при криогенных температурах, жаропрочность – при эксплуатации в области повышенных температур и усталостную выносливость при знакопеременном нагружении. Исходя из этого, во второй части пособия дана характеристика, а так же рассмотрены особенности проявления хладостойкости, жаропрочности и усталости в титановых сплавах и способы их повышения.

## Часть 1. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

### 1. Основные факторы, влияющие на технологические свойства титана и его сплавов

Технологические свойства титановых сплавов существенно отличаются от свойств основных конструкционных сплавов на основе железа и алюминия из-за присущих им различий в уровне физических свойств (табл. 1.1).

Таблица 1.1

Основные физические свойства алюминия, титана, железа

Свойства металлов	Алюминий	Титан	Железо
Плотность, кг / м <sup>3</sup>	2698	4540	7874
Температура плавления, T <sub>пл</sub> , °C	660	1665	1535
Теплопроводность, λ, Вт / м × К	238	15,5	72,4
Коэффициент термического расширения, α × 10 <sup>6</sup> , 1 / °C	23,86	8,35	11,70
Теплоемкость, с, Дж / г × К	0,90	0,52	0,45
Удельное электросопротивление, нОм × м	26,5	420,0	97,1
Модуль упругости, E, ГПа	70,6	103,0	200,0

Наиболее важные факторы, влияющие на разработку технологии и выбор режимов обработки титановых сплавов, следующие.

*Низкая теплопроводность* титана и его сплавов практически в 15 раз ниже, чем у алюминия и его сплавов, и примерно в 5 раз ниже, чем у железа и сталей (табл. 1.1). Значения теплопроводности, теплоемкости, плотности титана и его сплавов таковы, что их *температуропроводность* – наиболее важная характеристика многих процессов теплообмена – примерно в 15 раз ниже, чем у

алюминиевых сплавов, и в 3,5 раза меньше, чем у сталей. Следствием этого являются значительные перепады температур по сечению слитков и заготовок при нагреве и возникновение значительных термических напряжений, которые могут приводить к образованию трещин. Это обуславливает ограничение скоростей нагрева, особенно слитков и заготовок большого размера. При неблагоприятном выборе режимов индукционного нагрева слитков возможно даже расплавление подповерхностных слоев и выплескивание жидкого металла при последующей деформации.

При охлаждении заготовок из титана и его сплавов из-за значительного градиента температур наблюдается быстрое захлаживание острых углов, тонких элементов сечений заготовок, что сильно затрудняет обеспечение равномерной деформации и может приводить к растрескиванию металла. Возможно и местное захлаживание деформируемого металла в зонах контакта его с инструментом, имеющим значительно более низкую температуру. Эта особенность сплавов титана существенно ограничивает возможную конфигурацию элементов сечений промежуточных заготовок и готовых изделий, способы и скорость подачи нагретых полуфабрикатов на деформацию, выбор деформирующего оборудования.

Низкая теплопроводность оказывает отрицательное влияние и на процесс горячей деформации. Наличие зон наиболее интенсивной деформации при малой теплопроводности приводит к значительному перегреву металла этих зон вследствие теплового эффекта деформации и к ухудшению структуры и свойств. Особенно это проявляется при неблагоприятных режимахковки (осадки) заготовок, сортовой прокатки прутков, прессования профилей, поэтому нужен тщательный выбор схемы, режимов деформации для устранения таких перегревов.

#### *Высокая химическая активность титана и его сплавов*

Титан и его сплавы при температурах нагрева для горячей деформации, термической обработки и особенно в жидком состоянии при литье активно взаимодействуют с кислородом, азотом и другими газами атмосферы. При

нагреве на воздухе на поверхности заготовок образуется окалина, начинающая отслаиваться при температурах выше 900 °С. Наряду с образованием окисной пленки происходит диффузия кислорода и азота вглубь металла с образованием поверхностного газонасыщенного слоя, имеющего высокую твердость и низкую пластичность. Наличие газонасыщенных слоев значительной толщины (до нескольких миллиметров на поверхности крупных слитков) может приводить к поверхностным надрывам при деформации, ухудшению качества поверхности. Готовые листы, профили, трубы и другие полуфабрикаты имеют вследствие этого пониженные показатели пластичности при испытаниях на разрыв, изгиб. Недостаточно полное удаление газонасыщенного слоя с отходов перед их вовлечением в шихту способствует местному или общему загрязнению выплавляемых слитков примесями внедрения, в первую очередь – кислородом.

Для уменьшения газонасыщения эффективно использование защитных покрытий и проведение нагрева заготовок в защитной атмосфере, если время нагрева значительно больше, чем длительность горячей обработки и последующего охлаждения. Для удаления газонасыщенного слоя на промежуточных переделах используют механическую обработку заготовок. Готовые полуфабрикаты подвергают дробеструйной обработке, травлению.

Значительная скорость диффузии кислорода и азота вглубь титана и его сплавов может играть и положительную роль в процессе производства. Растворение в металле тончайших окисных пленок и других поверхностных газовых загрязнений при отсутствии доступа новых порций газов обеспечивает получение чистой поверхности и создает предпосылки для широкого использования диффузионной сварки и методов порошковой металлургии для изготовления сложных изделий.

В технологическом процессе изготовления изделий необходимо учитывать способность титана и его сплавов поглощать большие количества водорода при нагреве и травлении. Превышение установленных норм содержания водорода в сплаве (на уровне 0,002–0,003 мас. %) может привести

к замедленному разрушению конструкций в процессе эксплуатации. В целях уменьшения загрязнения готовых полуфабрикатов водородом предпочтительнее использовать печи с нейтральной атмосферой, индукционного или контактного нагрева, печи сопротивления.

Травление полуфабрикатов и изделий является основным источником наводороживания сплавов титана, и поэтому необходим тщательный подбор режимов травления и травителей, обеспечивающих минимальное наводороживание. Специфической особенностью распределения водорода после травления в полуфабрикатах является его повышенное содержание в поверхностных слоях, и для ответственных полуфабрикатов (сварочная проволока, листы, прутки для крепежа, трубы) одной из заключительных операций, обеспечивающих надежное удаление водорода, является отжиг в вакууме.

Способность титана и его сплавов к поглощению значительного количества водорода и охрупчиванию в результате этого используется для измельчения отходов при их подготовке к вовлечению в шихту и при производстве порошка по методу гидрирование–дегидрирование.

Помимо общего окисления титана и его сплавов на воздухе возможны случаи загорания металла при сильном локальном перегреве, например вследствие трения нагретых заготовок о направляющие печей. В контакте со стальной окалиной, стальной арматурой титановые сплавы склонны к оплавлению при температурах значительно более низких (1200–1300 °С) по сравнению с температурой плавления сплава вследствие образования легкоплавкой эвтектики в системе Ti–Fe. Это может вызывать образование грубых дефектов на поверхности заготовок или полуфабрикатов из них и следует учитывать при выборе материалов арматуры печей для нагрева титана.

*Полиморфное  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  – превращение.* Практически во всех титановых сплавах, за исключением термически стабильных  $\beta$ -сплавов, при нагреве наблюдается полиморфное превращение низкотемпературной  $\alpha$ -модификации титана с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой в



высокотемпературную  $\beta$ -модификацию с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой и обратный переход при охлаждении. Температура полного полиморфного превращения  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  для большинства промышленных титановых сплавов находится в интервале 750–1020 °С и зависит от содержания и типа легирующих элементов и примесей ( $\alpha$ - или  $\beta$ -стабилизаторы).

Нагрев в однофазную  $\beta$ -область и дальнейшее повышение температуры сопровождается значительным повышением пластичности, особенно при деформации литого металла, и снижением сопротивления деформации. Однако в большинстве случаев деформация в  $\beta$ -области не дает возможности получить структуру с высокими эксплуатационными свойствами из-за интенсивного роста зерна и грубого внутризеренного строения. Оптимальная структура может быть получена при деформации в  $(\alpha+\beta)$ -области, но при этом снижается пластичность и возрастает сопротивление деформированию металла. В практике промышленного производства это противоречие преодолевается при осуществлении деформации в две стадии: на первой стадии в  $\beta$ -области, а на заключительной – в  $(\alpha+\beta)$ -области. Применительно к различным видам полуфабрикатов этот принцип реализуется в различных вариантах по степеням и температурам деформации.

В сплавах титана в отличие от сталей эффект фазового наклепа при полиморфном превращении невелик и вследствие этого практически не происходит измельчения зеренной структуры в результате процесса фазовой перекристаллизации при нагреве выше температуры полиморфного превращения ( $T_{\text{пп}}$ ) и последующем охлаждении. Поэтому измельчить крупнозернистую структуру в титановых сплавах, как это делают в сталях, обычными методами термической обработки не удастся.

*Ограниченные возможности холодной деформации титановых сплавов.* Несмотря на то, что титан обладает значительно большей способностью к холодной деформации, чем другие металлы с гексагональной кристаллической структурой, например магний, кадмий, цинк, проведение холодной деформации

большинства титановых сплавов при таких технологических процессах, как прокатка, волочение, правка и листовая штамповка, связано со многими трудностями.

Средне- и высоколегированные двухфазные ( $\alpha+\beta$ )-сплавы практически не поддаются холодной деформации из-за высокого сопротивления деформации, интенсивного деформационного упрочнения и склонности к растрескиванию и разрывам. Даже малолегированные сплавы имеют пластичность при холодной прокатке в 2–3 раза меньшую, чем нержавеющие стали. Для титановых сплавов характерно повышенное значение отношения предела текучести к модулю упругости и, как следствие этого, большая упругая отдача (пружинение) деформируемого металла.

Вместе с тем даже незначительный подогрев (до 200–300 °С) существенно снижает сопротивление деформации (для некоторых сплавов на 40–50 %), повышает пластичность, резко уменьшает пружинение металла. Дальнейшее повышение температуры до 550–700 °С, не приводя к значительному окислению и ухудшению структуры металла, радикальным образом улучшает деформируемость, оказывается достаточным для успешного проведения «теплой» прокатки тонких листов высокопрочных сплавов, правки полуфабрикатов, листовой штамповки и других операций.

Другим способом повышения деформируемости титановых сплавов является использование эффекта водородного пластифицирования, основанного на том, что введение водорода способствует стабилизации  $\beta$ -фазы в сплавах, имеющей лучшую деформируемость, чем  $\alpha$ -фаза. После деформации возможно удаление водорода за счет отжига изделий в вакууме.

Приведенные четыре фактора не охватывают всех специфических особенностей сплавов на основе титана, но именно они играют наиболее важную роль при рассмотрении технологических свойств титана.

## **2. Литейные свойства титана и его сплавов**

Фасонное литье является одним из наиболее экономичных видов получения готовых изделий, так как оно позволяет увеличить коэффициент использования металла (КИМ) за счет снижения отходов при мехобработке (для титановых сплавов в 2–3 раза по сравнению с деформируемыми изделиями) и снизить себестоимость продукции в результате исключения операций деформации из техпроцесса. В тоже время возможность применения фасонного литья для деталей ответственного назначения определяется уровнем их механических свойств, который в свою очередь зависит от комплекса литейных свойств выбранного сплава.

Титан и его сплавы обладают хорошими литейными свойствами - высокой жидкотекучестью, малой склонностью к газовой пористости, небольшой линейной и объемной усадкой (2–3 %). В то же время титан имеет высокую химическую активность в расплавленном состоянии, что приводит к его загрязнению примесями, снижающими пластичность и вязкость металла в процессе плавки и при взаимодействии с материалом тигля и формы. Поэтому при фасонном литье возникают проблемы, во-первых, с разработкой способов плавки в защитных атмосферах, во-вторых, с выбором материала для форм и тиглей. В настоящее время первая проблема практически решена за счет использования вакуумной дуговой гарнисажной плавки. Однако материал для форм и тиглей, недорогой и технологичный, до сих пор не найден. Для этих целей наиболее широко используется графит: 80 % всего литья производится по выплавляемым моделям в графитовые и коксовые формы или формы на основе электрокорунда с пироуглеродным покрытием. Такие формы обеспечивают высокое качество поверхности отливок с небольшим газонасыщенным слоем. Другие материалы – рекристаллизованные окиси кальция и тория, карбид титана, также способные выдержать длительный контакт с расплавленным титаном, дороги. Все это ограничивает применение

литья для изготовления деталей из титановых сплавов особенно необходимых, несмотря на сложность их обработки резанием.

Номенклатура литейных титановых сплавов включает в основном те же сплавы, что и для обработки давлением. Титановые сплавы эвтектических составов в отличие от алюминиевых, магниевых и других литейных сплавов не применяются из-за низких физико-химических, технологических свойств сплавов титана со значительным количеством эвтектики. Химический состав и механические свойства промышленных литейных титановых сплавов представлены в табл. 2.1–2.3, а физические свойства – в табл. 2.4.

По некоторым показателям механических свойств литой титан превосходит деформированный, по другим – уступает ему. Это различие в свойствах определяется в основном более крупным зерном в литых деталях и наличием неразрушенной сетки межкристаллитного вещества, что снижает эффективность упрочняющей термической обработки. В случае работы при повышенных температурах литой материал будет иметь более высокую жаропрочность и сопротивление ползучести, чем деформированный. Усталостные характеристики отливок значительно ниже, чем деформированного металла, причем снижение зависит не только от величины зерна, но и от наличия микроскопической и субмикроскопической пористости, неизбежно присутствующей в отливках. Одним из преимуществ титановых отливок является высокая вязкость разрушения  $K_{Ic}$ , величина которой нередко превосходит значения для деформированного материала.

Возможность применения фасонных отливок определяется уровнем их механических свойств, который в свою очередь зависит от литейных свойств: жидкотекучести, заполняемости, объемной и линейной усадки.

Литейные титановые сплавы в соответствии с двойной диаграммой состояния Ti–Al, на основе которой они разработаны, имеют небольшой интервал кристаллизации – 50–80 °С. Дополнительное легирование V, Zr не оказывает значительного влияния на эту величину. Более широкий интервал

Таблица 2.1

Химический состав и гарантируемые механические свойства [1]

Марка сплава	Средний химический состав сплава, мас. %	Механические свойства, не менее				
		$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$a_n$ , МДж / м <sup>2</sup>
BT1Л	Технический титан	343	294	10	20	0,49
ТЛ-3	Ti-4,5Al	588	539	8	16	0,4
BT5Л	Ti-5,2Al	686	627	6	14	0,3
BT20Л	Ti-5,5Al-2Zr-1Mo-1V	932	823	5	13	0,25
BT21Л	Ti-6Al-5Zr-1V-0,7Mo-0,35Cr-0,2W	981	902	4	8	0,2
BT6Л	Ti-6Al-4V	882	804	5	12	0,25
BT3-1Л	Ti-6Al-2,5Mo-1,5Cr-0,2Si-0,5Fe	932	814	4	8	0,25
BT9Л	Ti-6Al-3,3Mo-1,5Zr-0,3Si	932	855	4	8	0,2
BT14Л	Ti-5Al-3,5Mo-1,5V-0,3Cr-0,4Fe	883	785	5	12	0,25
BT23Л	Ti-5,5Al-2Mo-4,5V-1Cr-0,7Fe	990	880	4	8	0,25
BT18УЛ	Ti-6,5Al-4Zr-3Sn-1Nb-0,7Mo-0,2Si	905	821	12	24	0,3
BT35Л	Ti-3Al-15V-3Cr-3Sn-1,2Zr-1Mo	1110	980	6	16	0,25
BTЛ1	Ti-5Al-1Si	835	736	5	12	0,15

Таблица 2.2

Предельное содержание примесей в литейных титановых сплавах [1]

Марка сплава	C	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	Fe	Si	Zr	W
	мас. % не более							
BT5Л	0,20	0,20	0,05	0,015	0,35	0,20	0,80	0,20
ТЛ-3	0,15	0,15	0,05	0,015	0,30	0,15	–	–
BT20Л	0,15	0,15	0,05	0,015	0,30	0,15	–	–
BT21Л	0,20	0,20	0,05	0,015	0,35	0,20	0,80	0,20
BT6Л	0,10	0,15	0,05	0,015	0,30	0,15	0,30	0,20
BT3-1Л	0,15	0,18	0,05	0,015	–	–	0,50	0,20
BT9Л	0,15	0,15	0,05	0,015	0,30	–	–	0,20
BT14Л	0,12	0,15	0,05	0,015	0,60	0,15	0,30	0,20
BT1Л	0,20	0,20	0,05	0,015	0,35	0,20	0,80	0,20
BT23Л	0,20	0,20	0,05	0,015	–	0,20	0,80	0,20
BT18УЛ	0,15	0,15	0,05	0,015	0,30	0,15	–	–
BT35Л	0,15	0,15	0,05	0,015	0,30	0,15	–	–
BTЛ1	0,20	0,20	0,05	0,015	0,35	–	0,80	0,20
Примечание. Сумма прочих примесей – не более 0,3%								

Таблица 2.3

Механические свойства литейных сплавов при различных температурах [1]

Сплав	T, °C	E, МПа	$\sigma_{\text{пл}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_{10}$ , %	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	$a_H$ , МДж/м <sup>2</sup>	$\sigma_{100}$ , МПа	$\sigma_T / 100$ , МПа	$\sigma_T / 500$ , МПа	$\sigma_{-1}$ , МПа
BT5Л	20	115700	539	667	765	6	—	14	0,3	—	—	—	245
	300	103000	245	314	392	8	—	25	—	392	—	—	—
	400	91200	196	245	343	10	—	30	—	343	275	—	—
BT6Л	20	112800	637	814	932	—	8	15	0,44	—	—	—	196
	300	93200	392	490	539	—	9	16	—	520	—	—	—
	400	89200	294	441	490	—	9	16	—	461	—	—	—
BT3-1	20	111800	618	814	981	5	—	10	0,3	—	—	—	216
	400	—	—	569	716	9	—	18	—	706	461	373	—
	450	90200	343	510	667	10	—	20	—	—	—	—	—
BT9Л	500	86300	294	490	618	10	—	20	—	—	—	—	—
	20	111800	618	814	981	5	—	10	0,3	—	—	—	177
	400	—	—	569	716	9	—	18	—	637	490	—	196
	450	90200	343	510	667	10	—	20	—	608	451	—	—
	500	86300	294	490	618	10	—	20	—	490	275	196	177
BT20Л	550	—	—	—	—	—	—	—	—	343	196	98	—
	600	76500	255	441	559	10	—	40	—	—	—	—	—
	20	106000	637	834	932	—	8	20	0,4	—	—	—	196
BT21Л	350	91200	314	481	618	—	10	34	—	588	441	—	—
	500	79400	284	432	550	—	12	35	—	422	157	—	—
	20	110000	638	863	1030	—	6	12	0,2	—	—	—	196
	400	91200	392	549	657	—	11	20	—	580	426	392	177
	500	86300	324	500	618	—	12	33	—	446	177	—	—

Таблица 2.4

Физические свойства титана и его сплавов в твердом состоянии [1]

Марка сплава	$\rho_{20}$ , кг / м <sup>3</sup>	$t$ , °С ликвидус солидус		$\alpha \times 10^6$ , К <sup>-1</sup> (°С)	$c$ , кДж / кг × К	$\lambda$ , Вт / м × К	$\rho_{20} \times 10^6$ Ом × см
Титан	4500	1668	–	11,2(0–1668)	0,525(20) 0,592(500) 0,691(1000) 0,698(1500)	13,4(20) 16,3(500) 21,0(1000) 26,8(1500)	61
BT5Л	4410	1640	1600	8,6(20–100) 9,2(20–500) 9,8(20–900)	0,544(100) 0,670(400) 0,754(600)	8,79(25) 13,0(400) 15,5(600)	–
BT6Л	4430	1650	1590	8,3(20–100) 9,5(20–500) 10,0(20–700)	0,543(100) 0,668(400) 0,794(700)	8,8(25) 13,4(400) 17,6(700)	162
BT3-1Л	4430	1620	1560	9,5(20–100) 10,3(20–500)	0,565(100) 0,691(400) 0,795(600)	6,69(25) 12,1(400) 15,1(600)	168,5
BT9Л	4490	1620	1560	7,61(20–100) 9,57(20–500) 10,5(20–800)	–	–	169
BT14Л	4500	1650	1590	7,82(20–100) 8,73(20–500) 8,84(20–700)	0,501(100) 0,623(400) 0,993(800)	9,1 (25) 13,1(400) 18,2(800)	161
BT21Л	4470	1630	1550	8,5(20–100) 9,5(20–500) 10,5(20–900)	0,515(100) 0,675(400) 0,900(800)	7,9 (25) 12,1(400) 18,4(800)	170
BT1Л	4500	1670	1655	8,2(0–100)	0,525(20)	13,4(20)	106

кристаллизации (рис. 2.1) наблюдается при введении – Si, Mo, Nb, W, Cr, Fe. Но поскольку эти компоненты входят в промышленные сплавы преимущественно в небольших количествах (0,2–3,0 %), их отрицательное влияние на литейные свойства невелико. На рис. 2.2 представлено изменение жидкотекучести двойных сплавов титана с десятью основными легирующими элементами.

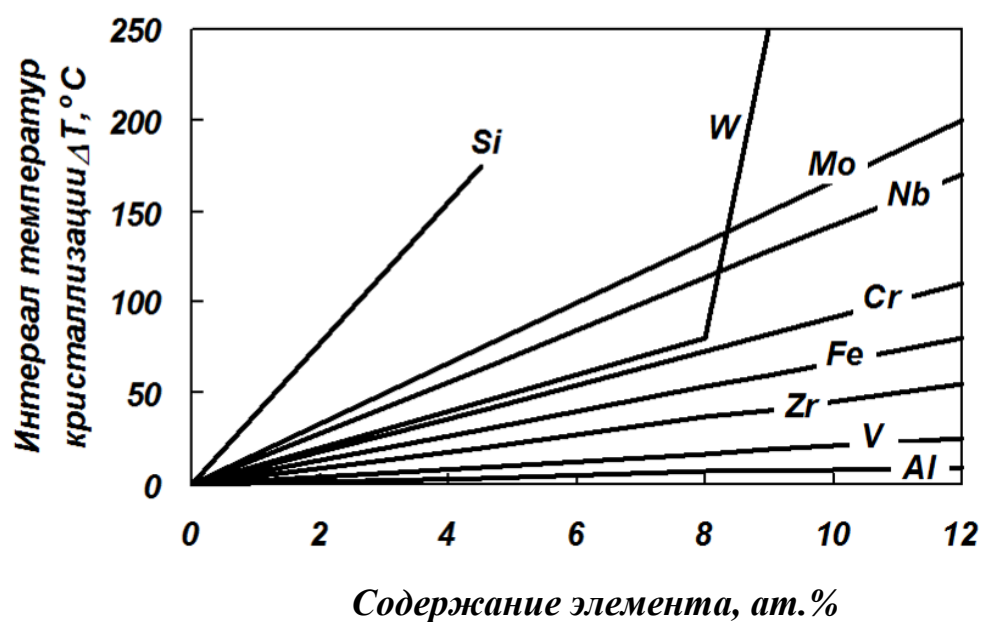


Рис. 2.1. Температурные интервалы кристаллизации двойных сплавов титана [1]

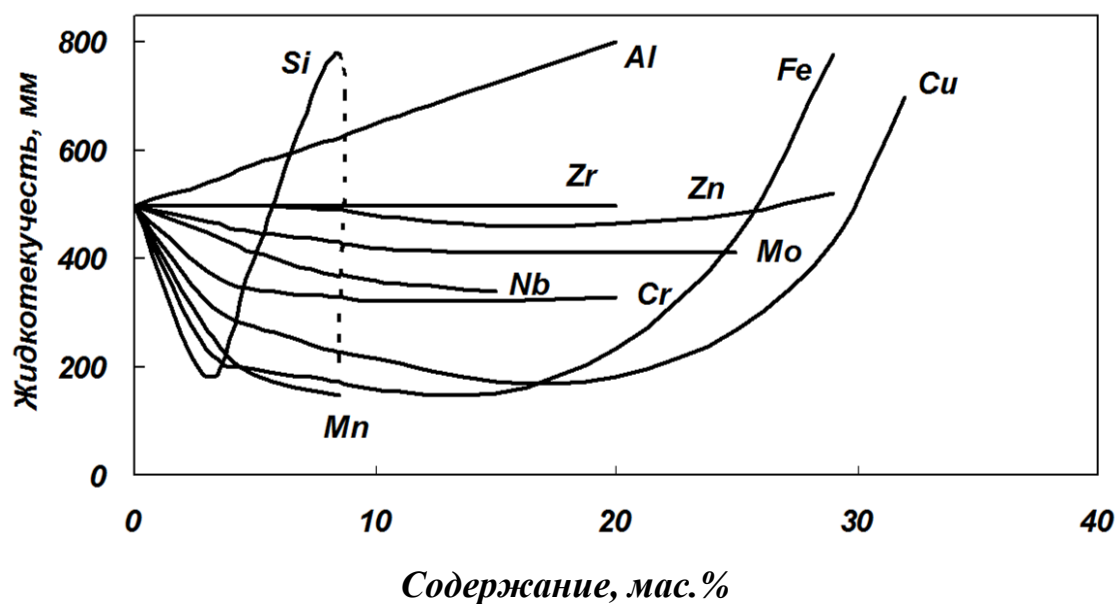


Рис. 2.2. Влияние легирующих элементов на жидкотекучесть титана [1]

Олово, цирконий, молибден и ниобий мало влияют на жидкотекучесть титана, а кремний, марганец, медь и хром ухудшают ее и пока не приближаются к эвтектическим концентрациям, где она начинает расти. Увеличение интервала кристаллизации заметно ухудшает жидкотекучесть сплавов. С другой стороны, огромное значение для жидкотекучести играет теплота кристаллизации: чем она больше, тем жидкотекучесть выше. Поэтому вполне естественно повышение жидкотекучести при введении алюминия, который увеличивает



теплоту кристаллизации с 320 (чистый титан) до 430 кДж/кг (сплав Ti–10 % Al) при незначительном расширении интервала кристаллизации.

При исследовании жидкотекучести сплавов BT1Л, BT5Л, BT9Л и BT21Л показано, что наиболее высокой жидкотекучестью обладает сплав BT5Л. Это объясняется тем, что единственный легирующий элемент – алюминий снижает вязкость жидкого металла и повышает теплоту кристаллизации, что делает жидкий металл более текучим и способствует лучшему заполнению формы. Сплавы BT9Л и BT21Л наряду с алюминием содержат другие легирующие добавки (Mo, Fe, Cr, Si, Zr), которые расширяют интервал кристаллизации и увеличивают вязкость жидкого металла, и жидкотекучесть этих сплавов ниже.

В ходе изучения зависимости вязкости титана от температуры установлено, что при повышении температуры с 1690 до 2100 °С вязкость титана снижается в семь раз (с 1,01 до 0,15 м<sup>2</sup>/с). Это должно существенно повышать заполняемость формы. Однако использование этого технологического фактора на практике ограничено из-за резкого повышения химического взаимодействия расплавленного титана с материалом формы, в результате чего в отливках возникают поверхностные и внутренние дефекты (пригар, пористость).

Легирующие элементы по-разному влияют на процессы усадки. На рис. 2.3 приведены графики влияния легирующих элементов на линейную усадку, которая увеличивается с увеличением интервала кристаллизации. Линейная усадка литейных титановых сплавов колеблется в пределах 0,85–1,2 %, а объемная – 2,4–3,2 %.

Макроструктура отливок титана и его сплавов аналогична образующейся при кокильном литье других металлов и сплавов: от стенок кристаллизатора растут столбчатые кристаллы, а в центре образуются равноосные зерна. Столбчатые кристаллы образуются из-за направленного затвердевания, при этом у них имеется преимущественная ориентировка – направление дендритного роста совпадает для β-фазы (ОЦК-решетка) с направлением  $\langle 100 \rangle$ , а для α-фазы (ГПУ-решетка) – с направлением  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ .

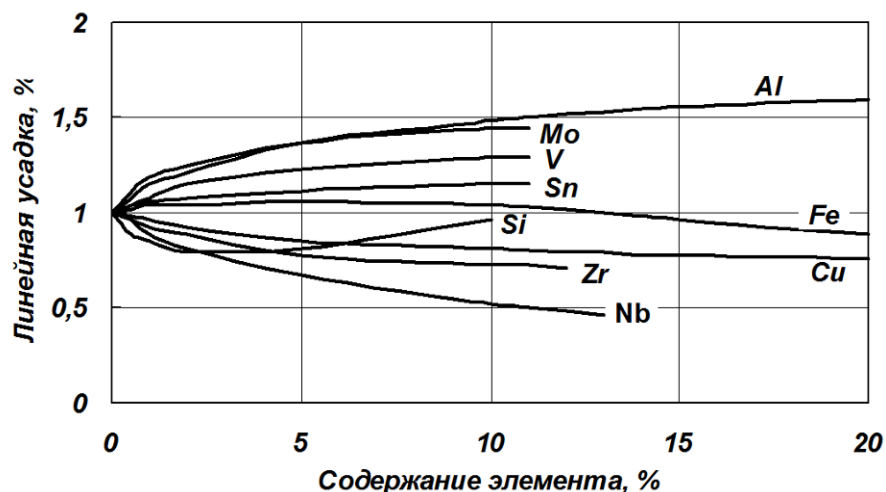


Рис. 2.3. Влияние легирующих элементов на линейную усадку титана [1]

Макрозерно фасонной отливки мельче, чем у промышленного слитка, но крупнее, чем у штамповки. Это объясняется более быстрым охлаждением тонкостенной отливки, чем массивного слитка. Имеющиеся в литературе представления о морфологии зерна в отливке сводятся к тому, что одно зерно, выявляемое при анализе макроструктуры, формируется или на базе одного полного дендрита, или на основе отдельных элементов дендритов, объединенных определенным кристаллографическим соответствием.

В настоящее время показано, что ни вибрацией, ни магнитным полем не удастся радикально измельчить зеренную структуру титановых отливок. На практике часто измельчение зерна достигают за счет увеличения скорости охлаждения отливки. Опыты показали, что для титана это не дает большого эффекта.

Одним из средств, влияющих на литую структуру титановых сплавов, является модифицирование. Введение небольших добавок модификаторов может изменять основные параметры процесса кристаллизации и влиять на структуру и свойства сплава. Для установления возможности измельчения зерна титановых сплавов при изготовлении фасонных отливок были проведены опыты по модифицированию сплавов BT1Л и BT5Л редкоземельными элементами La, Pr, Nd. Но эффект от модифицирования невелик. Наилучшими

модификаторами для сплавов ВТ5Л, ВТ6Л являются бор и карбид бора в количестве 0,007–0,01 мас. %. При их введении создается более высокая, по сравнению с другими элементами, степень разориентировки пластин  $\alpha$ -фазы в микроструктуре и зерно формируется мельче. Макроструктура отливок становится более однородной. Механические свойства модифицированного сплава ВТ5Л повышаются: прочность на 8–12 %, удлинение на 16–20 %, ударная вязкость не изменяется, предел выносливости при консольном изгибе на базе  $10^7$  циклов возрастает на 60–70 МПа, а малоцикловая усталость при осевом симметричном нагружении на базе  $3 \times 10^5$  циклов повышается на 40–50 МПа. Величина вязкости разрушения, несмотря на снижение, остается достаточно высокой – на уровне  $3650 \text{ МПа} \times \text{мм}^{1/2}$ , что значительно выше, чем для деформированных сплавов. Модифицирование высоколегированных литейных сплавов ВТ9Л и ВТ21Л не дало положительных результатов. Причиной может быть более мелкозернистая исходная структура, что подавляет действие модификаторов.

Микроструктура титановых отливок подобна микроструктуре титановых штамповок, прошедших деформацию в  $\beta$ -области. Главными особенностями структуры отливок являются крупнозернистость, пластинчатая внутризеренная структура  $\alpha$ - и  $(\alpha+\beta)$ -сплавов и игольчатое строение сплавов с термически нестабильной  $\beta$ -фазой. Крупнозернистость является следствием малого изменения объема при  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении, что не вызывает измельчения зерна при фазовой перекристаллизации, как в стали, из-за практического отсутствия фазового наклепа.

Образование пластинчатой структуры в отливках  $\alpha$ - и  $(\alpha+\beta)$ -сплавов происходит при достаточно медленном охлаждении в ходе фазовой перекристаллизации. Зарождение  $\alpha$ -пластин начинается по границам  $\beta$ -зерен, и по мере охлаждения пластины растут внутрь зерен. В результате в зерне образуются пачки  $\alpha$ -пластин, ориентированных в одном направлении.

В двухфазных  $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавах пластинчатое строение обуславливается наличием  $\beta$ -фазы, сохраняющейся по границам  $\alpha$ -пластин. Природу границ в однофазных  $\alpha$ -сплавах однозначно объяснить невозможно. Учитывая диффузионный характер  $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ -превращения, можно ожидать получения неравновесных состояний и концентрационных неоднородностей, обогащения границ  $\alpha$ -пластин примесями, по данным В.М. Воздвиженского и В.С. Лясоцкой, в первую очередь железом, что способствует сохранению по границам пластин  $\beta$ -фазы. Кристаллографическая ориентировка  $\alpha$ -фазы в бывшем  $\beta$ -зерне определяется соотношением Бюргерса:  $(110)_{\beta} // (0001)_{\alpha}$  и  $[1\bar{1}1]_{\beta} // [11\bar{2}0]_{\alpha}$ . Плоскость раздела в  $\beta$ -фазе, вдоль которой образуются  $\alpha$ -пластины, предположительно  $\{334\}$ . Высоколегированным сплавам присуще более тонкое внутризеренное строение. Такая зависимость толщины  $\alpha$ -пластин от состава сплава, очевидно, связана с большой концентрационной неоднородностью исходной  $\beta$ -фазы, а также с уменьшением коэффициента диффузии по мере увеличения степени легирования.

Значительное увеличение скорости кристаллизации титановых сплавов приводит к фиксации структур мартенситного типа или типичных дендритных структур. При фасонном литье в керамические формы нередко наблюдается загрязнение кислородом и другими газами поверхностных слоев отливок. Это вызывает образование твердого газонасыщенного слоя, затрудняющего мехобработку и снижающего надежность отливок.

*Дефекты отливок и их устранение.* Под дефектами отливок понимают нарушение химического состава сплава, структуры, внутренние несплошности и т. д. Причина нарушения химического состава определяется составом шихты и в большинстве случаев связана с вовлекаемыми в нее отходами, которые могут быть загрязнены отдельными кусками инородных материалов (железо, графит и т. п.) или быть отходами разных сплавов. В этом случае нарушение структуры сплава определяется отклонениями химического состава. С другой стороны, в применяемых в настоящее время литейных титановых сплавах не

отмечаются нарушения структуры, связанные с формированием отливки. Так, в литом сплаве Ti-6Al-4V не наблюдается ликвационных процессов, что объясняется относительно низким перегревом, достигаемым при гарнисажной плавке, и высокой скоростью затвердевания.

Внутренние несплошности на титановых отливках (раковины, поры, рыхлости, засоры) выявляют с помощью рентгеноскопии. Следует отметить, что литые титановые сплавы обладают высокой герметичностью и не обнаруживают течи вплоть до давлений, приводящих к разрушению. В исправлении дефектов большую роль играет заварка дефектов, которая практически не снижает характеристик статической прочности, характеристики усталости уменьшаются на 25–30 %.

В последние годы развивается применение процесса горячего изостатического прессования (ГИП), в результате которого удается ликвидировать некоторые внутренние несплошности титановых отливок. С этой целью применяют газостаты. Залечивание дефектов в процессе ГИП происходит в результате деформации и последующей диффузионной сварки пор. В зоне залеченного дефекта образуется структура, близкая к деформированному металлу, но значительно мельче, чем структура основного металла отливки. Такое сочетание структуры в одной отливке оказывает положительное влияние на механические свойства (табл. 2.5).

Таблица 2.5

Механические свойства, полученные на образцах до и после ГИП [1]

Марка сплава	Состояние образца	Механические свойства			
		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$a_n$ , МДж / м <sup>2</sup>
BT5Л	Литые	834	19	27,7	0,6
	После ГИП	851	17,4	34,6	0,7
BT9Л	Литые	955	8,3	17,4	0,3
	После ГИП	986	10,4	20,3	0,4
BT20Л	Литые	906	9,2	20,5	0,5
	После ГИП	925	12,2	26,8	0,6

### *Характеристика промышленных литейных титановых сплавов.*

Наиболее технологичными и распространенными литейными титановыми сплавами являются  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавы, которые характеризуются хорошей свариваемостью и малочувствительны к упрочняющей термической обработке.

Такое совпадение объясняется сходством термических циклов сварки плавлением и охлаждения отливки в форме. В обоих случаях затвердевающий металл (а в случае сварки и зона термического влияния) проходят широкую полосу различных режимов охлаждения, которые могут вызвать охрупчивание, если сплав чувствителен к закалке и старению. Кроме того, термически упрочняемые двухфазные сплавы содержат повышенное количество  $\beta$ -стабилизаторов, расширяющих интервал кристаллизации, что ухудшает литейные свойства.

Технический титан ВТ1Л получил распространение для производства отливок коррозионностойкой арматуры химических производств. Он характеризуется невысоким уровнем прочности, высокой пластичностью и ударной вязкостью, имеет хорошие литейные свойства и отлично сваривается всеми видами сварки.

Наиболее широко применяется сплав ВТ5Л, что обусловлено высокими литейными свойствами, простотой получения из него отливок, распространенностью и недефицитностью алюминия как легирующего элемента, высокой пластичностью и вязкостью отливок. Структура сплава ВТ5Л представлена крупными зернами  $\alpha$ -фазы. Предел прочности отливок при 20 °С составляет 700–900 МПа, предел текучести 630–750 МПа,  $\delta = 6\text{--}13\%$ ,  $\psi = 14\text{--}25\%$ ,  $KCU = 0,3\text{--}0,7$  МДж/м<sup>2</sup>. Сплав не склонен к образованию горячих трещин, хорошо сваривается. Он предназначен для фасонных отливок, длительно работающих при температурах до 400 °С. Недостаток сплава – невысокая гарантированная прочность.  $\alpha$ -сплав ВТЛ1 отличается от сплава ВТ5Л большей гарантированной прочностью (850 МПа). Структура ВТЛ1

представлена зернами  $\alpha$ -фазы и интерметаллидами кремния. Сплав сваривается.

Сплавы ВТ20Л и ВТ21Л более прочны, чем описанные выше сплавы, но имеют меньшую пластичность и жидкотекучесть. Структура отливок из этих сплавов представлена крупными макрозернами с пластинами  $\alpha$ -фазы внутри них. Сплавы свариваются. Сплав ВТ20Л может работать при температурах до 500 °С и находит применение в авиационной промышленности. Сплав ВТ21Л склонен к образованию усадочной рыхлости и в основном используется для отливки деталей простой конфигурации.

Сплав ВТ14Л по химическому составу отличается от сплава ВТ14 большим содержанием алюминия и дополнительным легированием железом и хромом. Упрочняющую термическую обработку не применяют из-за резкого снижения пластичности. Литейные свойства сплава ВТ14Л хуже, чем у ВТ5Л.

Сплавы ВТ3-1Л, ВТ9Л являются одними из наиболее прочных литейных сплавов. Структура отливок из ВТ3-1Л, ВТ9Л в зависимости от скорости охлаждения может быть представлена  $\alpha$ -,  $\beta$ -фазами и мартенситными  $\alpha'$ ,  $\alpha''$ -фазами различной дисперсности. Сплавы характеризуются высокой термической стабильностью и жаропрочностью. Фасонные отливки из ВТ3-1Л могут работать длительно при температуре до 450 °С, а из ВТ9Л – до 500 °С. Они применяются для деталей авиационных двигателей, работающих при повышенных температурах.

Аналог сплава ВТ6Л в США – Ti-6Al-4V является практически единственным зарубежным литейным сплавом. Сплав ВТ6Л имеет среднюю прочность несколько выше, чем у ВТ5Л, и близкие с ним литейные свойства. Рекомендуется для изготовления отливок, работающих при температурах до 400 °С.

Наиболее высокопрочным литейным сплавом титана является ВТ23Л. При этом его жидкотекучесть и пластичность ниже, чем у ВТ5Л и ВТ1Л. Структура отливок из ВТ23Л в зависимости от скорости охлаждения отливки может быть представлена  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\alpha''$ -фазами. Сплав характеризуется невысокой

термической стабильностью и жаропрочностью. Фасонные отливки из ВТ23Л могут работать длительно при температуре до 450 °С.

К числу новых относятся высокопрочный псевдо-β-титановый сплав ВТ35Л и жаропрочный ВТ18УЛ. Положительным качеством сплава ВТ35Л является его высокая прокаливаемость, что позволяет сплаву закаливаться в вакуумной литейной установке непосредственно в форме в период охлаждения литой детали. После закалки в форме прочность сплава находится в пределах 780–820 МПа, при этом обеспечивается точность геометрических размеров отливки. После газостатической обработки и старения при 500–550 °С в течение 6–8 часов сплав имеет весьма высокие механические и эксплуатационные характеристики:  $\sigma_b = 1100\text{--}1250$  МПа,  $\delta = 6\%$ ,  $\psi = 16\%$ ,  $KCU = 0,3$  МДж/м<sup>2</sup>,  $\sigma_{-1} = 450$  МПа ( $n = 10^7$ ). Кроме того, ВТ35Л не имеет недостатка литейных α- и псевдо- α-сплавов – низкой усталостной прочности, не превышающей 50 % от прочности деформированного металла, что существенно ограничивает использование литейных α- и псевдо-α-сплавов титана в высоконагруженных ответственных конструкциях современного машиностроения. Технологические свойства ВТ35Л находятся на уровне сплава ВТ20Л. Сплав предназначен для изготовления высоконагруженных деталей.

Жаропрочный псевдо-α-титановый сплав ВТ18УЛ имеет высокие показатели механических свойств при повышенных температурах и применяется для производства литых деталей турбин, крыльчаток, работающих при температуре до 550 °С. Сплав термически стабильный. Литейные свойства хорошие, показатели жидкотекучести и заполняемости на уровне сплава ВТ20Л.

Кроме высокопрочных сплавов, разрабатываются интерметаллидные литейные сплавы для получения сложных тонкостенных деталей типа крыльчаток, применительно к температурам 600–800 °С на базе  $Ti_3Al$  – ВТИ-1 (Ti-14,5Al-22Nb-1,5Zr-0,25Si) и γ-TiAl (Ti-34Al-5Nb-2Cr).



*Термическая обработка литейных титановых сплавов* в основном включает только отжиг. Применяют два вида отжига для снятия остаточных напряжений – неполный при 600 °С для всех сплавов и полный при 750 °С для сплавов ВТ14Л, ВТ23Л, при 800 °С для сплавов ВТ1Л, ВТ5Л, ВТ6Л, ВТ20Л, ВТ21Л, ВТ3-1Л, ВТЛ1 и при 940 °С для сплава ВТ9Л. Полный отжиг проводят в инертной атмосфере, чтобы предотвратить окисление поверхности отливок, неполный можно проводить в печах с воздушной средой.

При полном отжиге остаточные напряжения снимаются практически полностью, а при неполном – примерно на 70 %. Это позволяет применять неполный отжиг для большинства несложных отливок. В то же время мелкие отливки и отливки из сплавов ВТ1Л и ВТ5Л, как правило, отжигу не подвергаются из-за невысоких остаточных напряжений в однофазной структуре.

Упрочняющую термическую обработку для отливок обычно не применяют. Это связано с низкой пластичностью литых сплавов в термически упрочненном состоянии, что свойственно металлу с перегретой литой структурой. Исправить такую структуру обычной термической обработкой не удастся. Исключением является сплав ВТ35Л, который подвергают старению при температуре 500 °С в течение 8–16 часов.

В настоящее время начинает использоваться термоциклическая обработка (ТЦО) для измельчения литой структуры. Термоциклической обработкой следует считать процесс термического воздействия, осуществляемого посредством непрерывного изменения температуры и сопровождающегося многократными структурными и фазовыми превращениями в материале при нагревах и охлаждениях. При ТЦО в металле возникает термонаклеп – микродеформация зерен от структурных и термических напряжений. Для литых титановых сплавов применяется обычно ТЦО, основанная на полиморфном  $\beta \rightarrow \alpha(\alpha', \alpha'')$ -превращении. В то же время есть данные о использовании фазового превращения  $\beta \rightarrow \text{Ti}_3\text{Al}$  и наклепа за счет  $\alpha(\beta) \rightarrow \gamma(\text{TiH}_2)$ -превращения при обратимом легировании сплавов водородом.

Для титановых сплавов в отличие от сталей скорости нагрева и охлаждения при ТЦО могут быть невысокие. Например, снижение скорости нагрева с 3,3 до 0,3 С (нагрев в печи) при ТЦО для сплава Ti-6Al-4V и с 2,2 до 0,7 С / с для сплавов ВТЗ-1 и ВТ9 привело к наиболее существенному изменению структуры и улучшению механических свойств. Выдержка в ходе ТЦО при высокотемпературной ступени нагрева должна быть минимальной, но достаточной для перевода сплава в соответствующее фазовое состояние. Увеличение времени выдержки приводит к релаксации микронапряжений и интенсивному росту зерна. Оптимальное число циклов при ТЦО титана составляет от 5 до 15. При меньшем числе циклов фазовые и структурные превращения протекают неравномерно в объеме зерен, а при большем числе циклов возможно необратимое формоизменение и образование трещин.

Большинство исследователей установило, что в результате ТЦО изменяется зеренное и внутризеренное строение титановых сплавов. В результате ТЦО в литых титановых сплавах Ti-6Al-4V и ВТ9Л вместо грубопластинчатой видманштеттовой структуры получили относительно равноосные зерна  $\alpha$ -фазы. Наблюдали эффект измельчения зерна в литых сплавах ВТ1Л, ВТ5Л, ВТЗ-1Л после ТЦО с многократным ускоренным индукционным нагревом и нагревом в расплавах солей до верхнего интервала температур ( $\alpha+\beta$ )- или  $\beta$ -области с кратковременной выдержкой (1–30 с) с последующим резким охлаждением. После ТЦО проводили рекристаллизационную обработку с быстрым нагревом в  $\alpha$ -области для ВТ1Л и в  $\beta$ -области для сплавов. Это позволило уменьшить размер зерна в 10 раз.

В настоящее время показано, что путем ТЦО можно повысить весь комплекс механических свойств титановых отливок. Несмотря на это, ТЦО титановых отливок практически не используется из-за технологических трудностей ТЦО в обыкновенных печах и сильного газонасыщения поверхностных слоев при многократном высокотемпературном нагреве в ходе ТЦО. Эти недостатки могут быть уменьшены при использовании специальных способов нагрева (электроконтактный, ТВЧ и другие).

### 3. Деформационные свойства титана и его сплавов

Одним из основных свойств, определяющих деформационные характеристики титана является *сопротивление пластической деформации*. Согласно энергетическому условию пластичности элементарный объем металлического тела переходит из упругого в пластическое состояние, когда интенсивность напряжений достигает величины, равной напряжению текучести (истинного предела текучести) –  $\sigma_s$  при линейном напряженном состоянии в условиях, соответствующих температуре, степени и скорости деформации.

Эту зависимость через компоненты тензора главных напряжений определяют из выражения [2]:

$$\sigma_i = \frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} = \sigma_s.$$

Напряжение текучести при линейном напряженном состоянии принято называть «сопротивлением деформации». В. Л. Колмогоров с сотрудниками дают этому показателю следующее определение, позволяющее использовать его для установления не только условий перехода из упругого в пластическое состояние, но и соотношения компонент тензора напряжений, необходимых для прохождения пластической деформации: «Сопротивление пластической деформации – это напряжение одноосного растяжения или сжатия в условиях развитой пластической деформации», – т. е. когда пластические деформации становятся несоизмеримыми с упругими.

Таким образом, сопротивление деформации в функции степени, скорости и температуры деформации можно характеризовать зависимостями от этих параметров истинного предела текучести.

Обеспечение одноосного напряженного состояния возможно при растяжении образца до начала образования шейки, а при сжатии – до начала образования бочки. Поэтому при использовании этих методов можно определить сопротивление деформации только при относительно невысоких степенях деформации, обычно не превышающих: при растяжении 0,25–0,35 и при сжатии 0,6–0,7.

Повысить эту величину при испытании на растяжение практически невозможно. При испытании на сжатие это осуществимо путем минимизации трения на торцах образца за счет выполнения на них буртиков и кольцевых или радиальных канавок, заполненных смазкой. В этом случае степень деформации до образования бочки может быть увеличена до 1,1–1,2. Эти значения практически полностью охватывают диапазон частных деформаций, реализуемых в таких процессах, как волочение, плоская и сортовая прокатка, листовая штамповка. Поэтому применительно к данным процессам экспериментальное определение сопротивления деформации затруднений не вызывает.

Однако при объемной штамповке, периодической прокатке труб и особенно при прессовании реализуются значительно более высокие степени деформации, для которых при испытаниях на растяжение или сжатие прямое определение сопротивления деформации невозможно. Поэтому до сих пор, как правило, для этого используют косвенные методы. Один из них основан на том, что на большинстве кривых зависимости сопротивления деформации – степень деформации  $[S_d(\varepsilon)]$ , построенных по результатам испытаний на растяжение или сжатие, при сравнительно невысоких степенях деформации обнаруживается максимум (рис. 3.1).

Исходя из этого, ряд авторов рекомендуют принимать сопротивление деформации, соответствующее максимуму на кривой  $S_d(\varepsilon)$ , считая, что эта величина соответствует концу пластической зоны (ПЗ), а среднее значение  $S_d$  в этой зоне определять как среднее арифметическое, геометрическое или средневзвешенное значение в ее начале и конце. Естественно, что при таком определении невозможно точно установить изменение сопротивления деформации по длине ПЗ в функции изменения термомеханических параметров процесса.

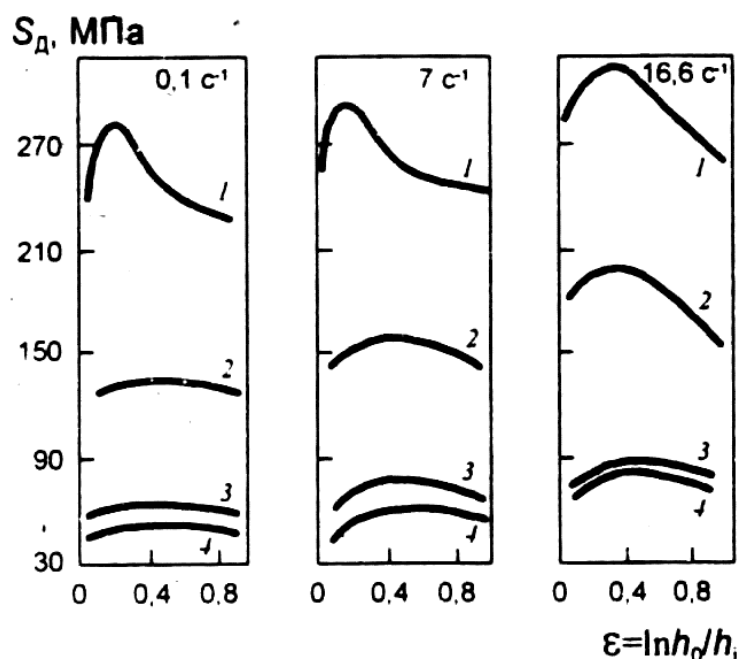


Рис. 3.1. Кривые деформационного упрочнения при сжатии  $S_d$  сплава BT14 (Ti-4Al-3Mo-1V), температура, °C: 1 – 800; 2 – 900; 3 – 1000; 4 – 1100 [2]

В других работах рекомендуется, абстрагируясь от степени деформации, определять сопротивление деформации в функции только температуры и скорости деформации при фиксированной степени деформации. При этом заданная скорость деформации достигается увеличением скорости нагружения при испытаниях.

Указанные косвенные методы имеют ряд недостатков, два из которых – наиболее характерны:

- 1) максимум значения сопротивления деформации соответствует концу ПЗ только в процессах холодной деформации, когда отсутствует термическое разупрочнение. При процессах, проходящих в области зарекристаллизационных температур, максимум сопротивления деформации будет реализовываться не в конце пластической зоны, а скорее ближе к ее началу, т. е. в сечениях, отвечающих величинам деформации, при которых на кривых, типа приведенных на рис. 3.1, обнаружен максимум;
- 2) влияние степени деформации и скорости испытания на величину сопротивления деформации, достигнутой повышением степени деформации

при фиксированной скорости или повышением скорости при фиксированной степени деформации, значения сопротивления деформации могут существенно различаться.

На основе изложенного можно сделать заключение, что косвенные методы базируются на ряде допущений и могут привести к ошибкам при определении сопротивления деформации.

Единственный метод определения сопротивления деформации, при котором возможно достижение высоких степеней деформации, реализуемых в любых процессах обработки металлов давлением и, в частности, при прессовании, – усовершенствованный метод испытания на кручение, разработанный под руководством Д. И. Суярова. При использовании этого метода удастся определить истинные напряжения сдвигу с последующим их пересчетом на величину сопротивления деформации  $\varepsilon = \ln(F_n / F_k) > 5$  (рис. 3.2).

При кручении реализуется не линейное напряженное состояние, а чистый сдвиг, гидростатическое давление при котором равно нулю. Однако, учитывая наибольшие значения гидростатического давления при линейном растяжении и сжатии ( $\sigma_p = 1/3$ ,  $\sigma_{сж} = -1/3$ ) и обоснованность обобщенной кривой истинных напряжений, испытание на кручение, гидростатическое давление при котором занимает промежуточное значение между растяжением и сжатием, можно считать вполне приемлемым. Используя эквивалентные меры сопротивления, скорости и величины деформации, можно сопоставить результаты, полученные при различных методах испытаний в области общих для них степеней деформации. Такое сопоставление данных, полученных при осадке и кручении сплавов ВТ23 и ТС6 со степенью деформации 0,6, представлено на рис. 3.3. Как видно из этих данных, различие значений сопротивления деформации, полученных при испытаниях на кручение и сжатие, не превышает 5 %.

Изложенное показывает возможность использования значений сопротивления деформации, полученных при испытаниях на кручение, в расчетах высокодеформационных процессов обработки металлов давлением.

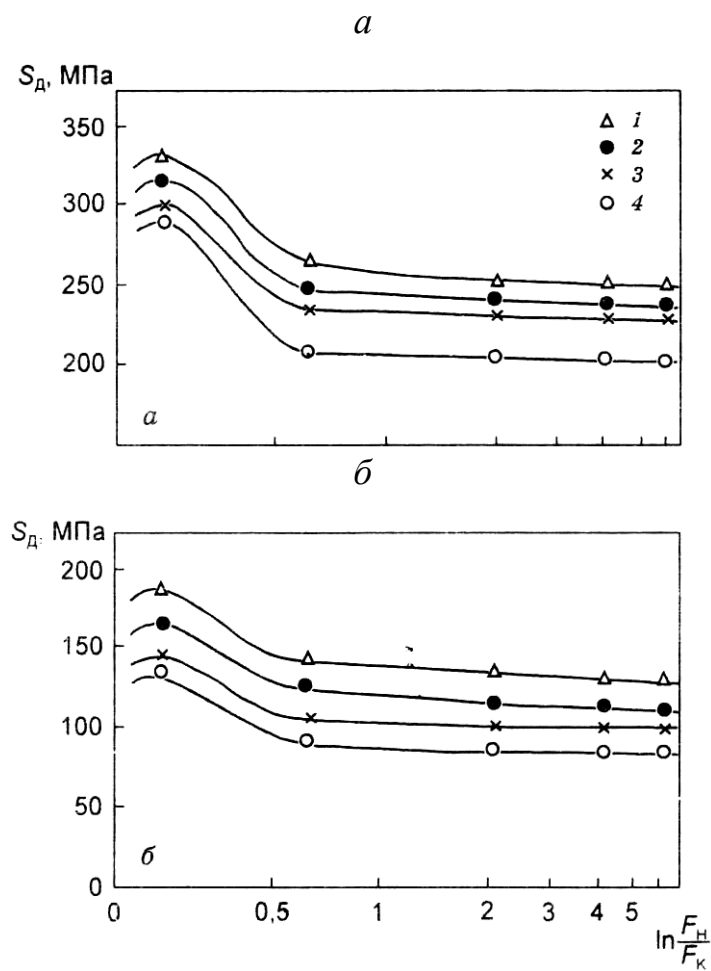


Рис. 3.2. Кривые деформационного упрочнения при кручении  $S_d$  сплава ТС6 (Ti-3Al-5Mo-6V-11Cr) при 900 °C (а) и 1100 °C (б). Скорость деформации,  $s^{-1}$ : 1 – 0,6; 2 – 1,2; 3 – 2,9; 4 – 8,7 [2]

При испытании на кручение вследствие их широких деформационных возможностей можно определить сопротивление деформации в любом сечении пластической зоны и тем самым исключить необходимость каких-либо осреднений, что способствует повышению точности расчетов.

Однако поскольку результаты испытаний на кручение имеются только для ограниченного количества металлов и сплавов, в том числе и титановых, при определении сопротивления деформации других титановых сплавов приходится использовать диаграммы, полученные при сжатии (типа приведенной на рис. 3.1).

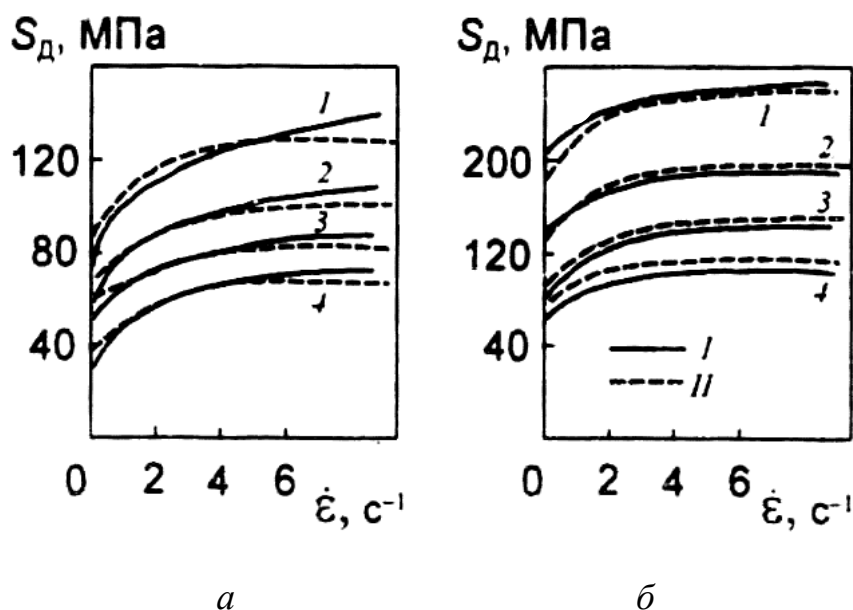


Рис. 3.3. Зависимости сопротивления деформации сплавов ВТ23 (а) и ТС6 (б) от скорости деформации и температуры, °С: 1 – 900; 2 – 1000; 3 – 1100; 4 – 1200; I – кручение; II – сжатие [2]

Такие диаграммы для большинства титановых сплавов опубликованы в справочниках. Как отмечено выше, максимум  $S_d$  на этих диаграммах соответствует весьма малым значениям степени деформации  $\varepsilon$ . Для того чтобы учесть снижение  $S_d$  при значениях  $\varepsilon$ , выше тех значений, при которых обнаружен максимум  $S_d$ , предложена следующая методика:

- 1) на кривых  $S_d(\varepsilon)$  для каждой температуры  $t$  и скорости деформации  $\varepsilon$  определяют значение  $S_{d \max}$  и соответствующие им значения  $\varepsilon$ . Значения  $S_{d \max}$  для титановых сплавов приведены в табл. 3.1;
- 2) для каждой скорости деформации определяют значения длительности деформации  $\tau_d$ ;
- 3) в координатах  $S_d(\tau_d)$  для всех температур испытаний строят графики, позволяющие определить  $S_d$  как при экспериментальных, так и при других значениях  $\tau_d$ , полученных путем интерполяции и экстраполяции. Для выбора расчетных значений сопротивления деформации можно непосредственно использовать эти графики. Однако в ряде случаев более удобно пользоваться рабочими диаграммами  $S_d(t)$  для различных  $\tau_d$ , полученными на основе



Таблица 3.1

Значения сопротивления деформации  $S_{д\max}$  сплавов при различной температуре [2]

Сплав	$t, ^\circ\text{C}$	$S_{д\max}, \text{МПа, при } \varepsilon, \text{с}^{-1}$				
		$10^{-2}$	$10^{-1}$	1	10	$10^2$
BT1-0	700	–	151	–	191	–
	800	–	108	–	133	–
	900	–	31	–	39	–
	1000	–	24	–	26	–
OT4	700	142	–	314	337	336
	800	92	–	178	212	238
	900	58	–	97	136	161
	1000	11	–	20	36	55
	1100	09	–	15	35	38
OT4-1	700	123	–	277	301	308
	800	55	–	114	143	164
	900	23	–	41	65	76
	1000	16	–	26	35	46
	1100	12	–	21	27	40
BT3-1	700	290	–	499	513	527
	800	133	–	271	313	335
	900	47	–	103	152	205
	1000	28	–	57	91	115
	1100	16	–	44	64	82
BT5-1	800	222	320	365	452	–
	900	205	262	285	313	–
	1000	80	93	105	117	–
	1100	35	59	65	80	–
BT6	700	354	–	476	514	556
	800	171	–	323	357	384
	900	75	–	184	204	243
	1000	28	–	61	85	108
	1100	14	–	35	60	68
BT14	700	326	–	478	512	542
	800	178	287	341	305	387
	900	77	136	151	187	227
	1000	35	79	88	95	120
	1100	21	53	59	67	91
BT16	700	274	–	347	378	452
	800	86	–	214	247	306
	900	40	–	85	122	156
	1000	19	–	54	77	105
	–	–	–	47	63	75
BT20	700	457	–	598	642	738
	800	278	–	430	486	572
	900	157	–	251	320	423
	1000	70	–	107	138	181
	1100	50	–	70	106	141
	1200	28	–	50	75	108
BT22	700	–	–	598	612	694
	800	–	–	313	341	470
	900	–	100	155	210	275
	1000	–	48	95	144	193
BT23	1000	55	–	75	113	170
	1100	40	–	58	84	118
	1200	27	–	46	79	105

графиков  $S_d(\tau_d)$ . Это позволяет определить значения  $S_d$  при температурах, не только использованных в эксперименте, но и при промежуточных значениях;

4) определяют значения  $S_d$ , соответствующие расчетным значениям  $\tau$  при соответствующих температурах.

Если на кривых зависимости  $S_d(\varepsilon)$  максимум отсутствует или нечетко выражен, построение рабочих диаграмм  $S_d(t)$  можно осуществить следующим образом:

1) определить максимальное значение степени деформации  $\varepsilon_{\max}$ , при которой на кривых  $S_d(\varepsilon)$ , отвечающих всем экспериментальным значениям температуры и скорости деформации, имеются стабильные экспериментальные данные по сопротивлению деформации;

2) установить значения  $S_d$ , соответствующие  $\varepsilon_{\max}$ , при всех экспериментальных значениях температуры и скорости деформации.

Дальнейшее построение и определения идентичны описанным выше для кривых  $S_d(\varepsilon)$  с максимумом.

Поскольку при определенной скорости деформации увеличение степени деформации в процессе обработки металлов давлением будет приводить к повышению длительности деформации, то вследствие более полного прохождения процессов разупрочнения сопротивление деформации будет уменьшаться. Это показывает, что предложенная методика позволяет учесть уменьшение сопротивления деформации с увеличением степени деформации выше тех значений, при которых обнаружен максимум  $S_d$ .

Изложенное позволяет в процессах ОМД, для которых характерны высокие деформации (в частности, при прессовании), считать величину сопротивления деформации прямой функцией температуры и длительности деформации  $S_d(t, \tau)$ . Поэтому при испытаниях на сжатие или растяжение достаточно обеспечить температуру и длительность деформации, реализуемые в процессе ОМД. При этом длительность деформации :

при сжатии [2]:

$$\tau_{сж} = (H - H_0) / V_{сж},$$

где  $H$  – начальная высота образца;  $H_0$  – высота образца к моменту образования бочки;  $V_{сж}$  – скорость сжатия;

при растяжении [2]:

$$\tau_p = (l - l_{ш}) / V_p,$$

где  $l$  – начальная длина образца;  $l_{ш}$  – длина образца к началу образования шейки;  $V_p$  – скорость растяжения.

Рабочие диаграмма  $S_d(t, \tau_d)$  для некоторых титановых сплавов, построенные по результатам расчета кривых истинных напряжений, показаны на рис. 3.4.

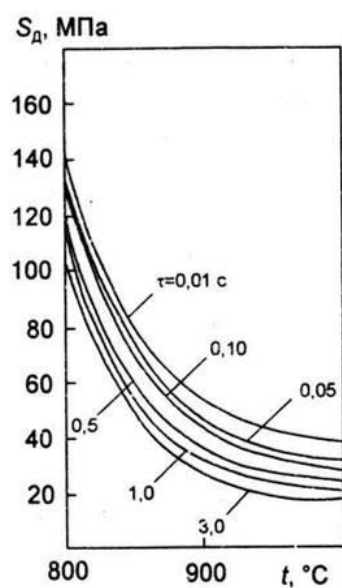
Для учета влияния на сопротивление деформации скорости деформации предложена зависимость, которую, используя наши обозначения, можно записать так [2]:

$$S_{di} = S_{d1} / (\varepsilon_i / \varepsilon_1)^n$$

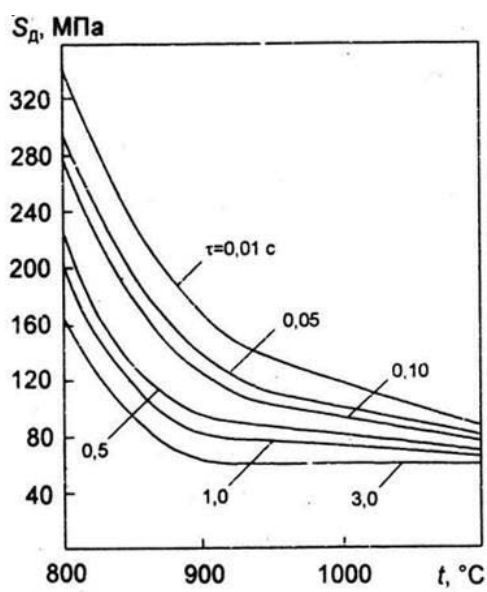
где  $S_{di}$  и  $S_{d1}$  – сопротивление деформации при  $\varepsilon_i$  и  $\varepsilon_1$  соответственно;  $n$  – коэффициент.

В табл. 3.2 приведены значения  $S_{d1}$  и  $n$  при  $\varepsilon_1 = 1 \text{ с}^{-1}$ .

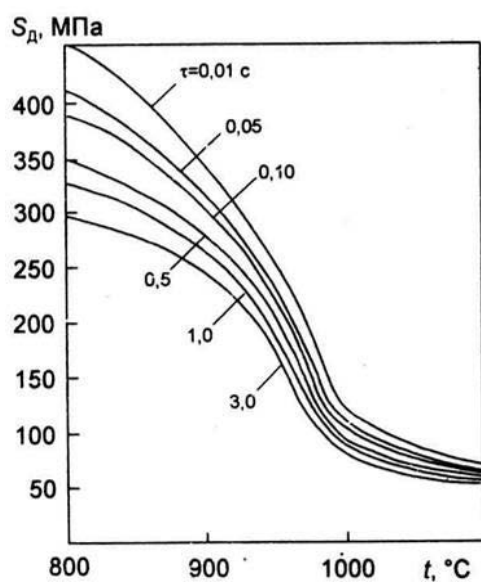
Сравнение значений сопротивления деформации сплава ВТЗ-1, приведенных в табл. 3.1 и 3.2, показывает, что последние существенно выше. Это можно объяснить тем, что при испытаниях, результаты которых приведены в табл. 3.2, не исключено влияние трения на торцах образцов при осадке. Таким образом, получено не сопротивление деформации, а удельное усилие осадки, которое при использовании сравнительно невысоких образцов ( $H/d > 1,5$ ) может существенно превышать сопротивление деформации. Поэтому данные, приведенные в табл. 3.1, следует считать более точными.



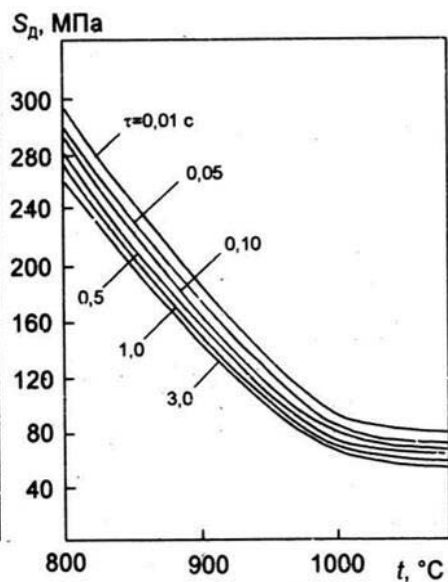
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 3.4. Рабочие диаграммы  $S_d(t, \tau)$  для титановых сплавов: *a* – BT1-0; *б* – BT3-1; *в* – BT5-1; *г* – BT14 [2]

Таблица 3.2

Значения  $S_{д1}$  и  $n$  титановых сплавов при различной температуре [2]

Сплав	$t_{д}, ^\circ\text{C}$	$S_{д1}, \text{МПа}$	$n$
BT3-1	800	480	0,160
	850	360	0,160
	900	220	0,160
BT8	800	560	0,150
	850	440	0,150
	900	310	0,150
BT18	800	770	0,184
	850	540	0,159
	900	400	0,181

Отмечено, что в диапазоне 800–950 °С влияние температуры на сопротивление деформации титановых сплавов (при постоянной скорости деформации) может быть аппроксимировано уравнением прямой [2]:

$$S_{дi} = S_{дi}' [1 + m(t' - t)],$$

где  $S_{дi}$  и  $S_{дi}'$  – сопротивление деформации при температурах  $t$  и  $t'$  соответственно;  $m$  – коэффициент.

Значения  $m$  для различных сплавов и температур испытаний приведены в табл. 3.3.

Таблица 3.3

Значения коэффициентов  $m$  для титановых сплавов при 800–900 °С [2]

$t', ^\circ\text{C}$	$m$ для сплавов		
	BT3-1	BT8	BT18
800	0,0046	0,0045	0,0060
850	0,0077	0,0059	0,0052
900	0,0109	0,0103	0,0052

Важнейшим фактором, определяющим выбор термомеханических режимов деформации (температуры, степени и скорости деформации), является пластичность металла в условиях обработки.

Поскольку пластичность зависит от схемы напряженного состояния, а внутри одной схемы – от показателя интенсивности напряжений (в первом приближении – от величины гидростатического давления), то в теорию процессов обработки металлов давлением введено понятие «технологическая пластичность». Она оценивается величиной максимальной деформации, достижимой в конкретном процессе обработки при определенных температурах и скоростях деформации. Технологическая пластичность тем выше, чем больше абсолютная величина отрицательного гидростатического давления.

В то же время в литературе, в том числе и по титановым сплавам, часто приводятся так называемые «диаграммы технологической пластичности», которые в действительности представляют температурную зависимость условных показателей прочности и пластичности ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ), полученных при испытаниях на растяжение или сжатие, а в ряде случаев еще и температурную зависимость ударной вязкости и величины деформации до появления первой трещины при осадке.

Естественно, что диаграммами технологической пластичности в прямом смысле термина указанные зависимости, которые приведены на рис. 3.5, не являются.

Однако это не снижает ценности данных по пластическим характеристикам, особенно по относительному удлинению и сужению, приведенных в указанных диаграммах. Объясняется это следующим. Разрушение при пластической деформации происходит под действием растягивающих напряжений. В процессах, осуществляемых при всестороннем сжатии, источником растягивающих напряжений является развитая неравномерность деформации, когда дополнительные растягивающие напряжения превышают по модулю основные (обусловленные схемой приложения нагрузок) сжимающие напряжения. Поэтому показатели,

полученные в условиях линейного растяжения, лучше, чем другие характеризуют способность материала деформироваться без разрушения.

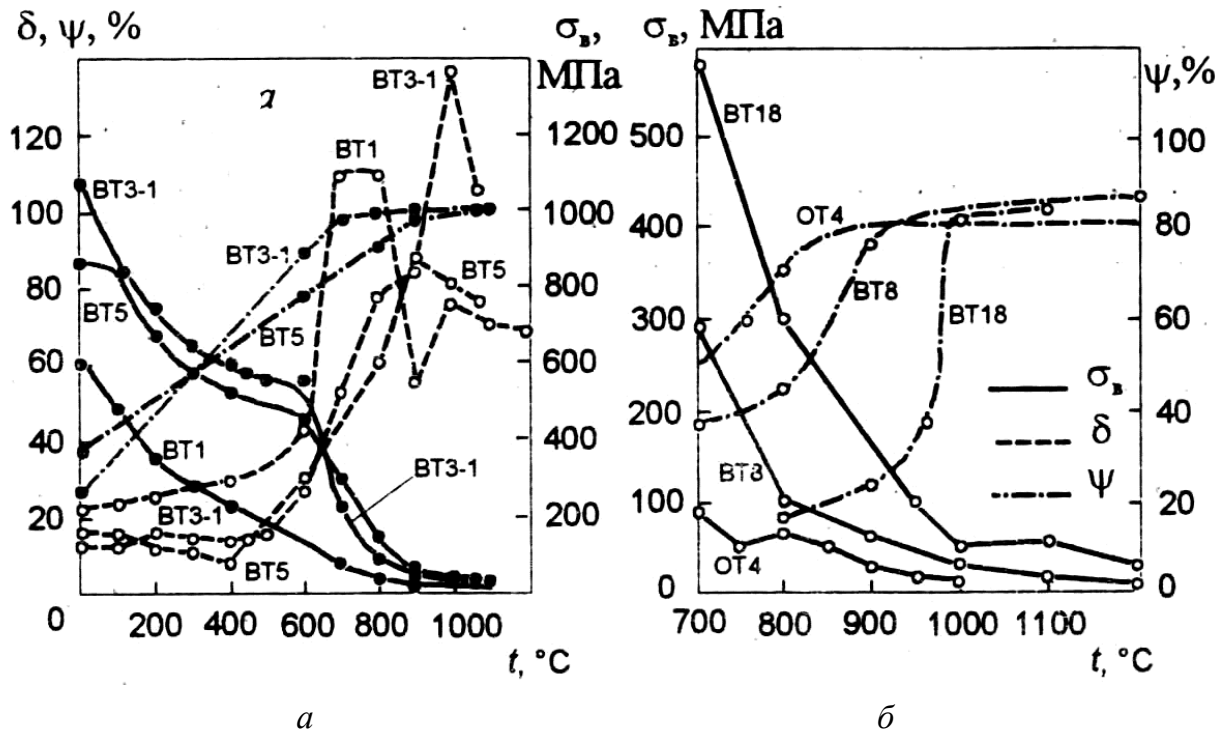


Рис. 3.5. Зависимость относительного удлинения  $\delta$  и сужения  $\psi$  после разрыва и временного сопротивления  $\sigma_b$  титановых сплавов от температуры: а – сплавы BT1, BT3-1 и BT5; б – сплавы OT4, BT8, BT18 [2]

В табл. 3.4 приведены значения относительного удлинения некоторых титановых сплавов в зависимости от температуры испытания.

Естественно, чем выше величина основных сжимающих напряжений, тем больше должна быть неравномерность деформаций, чтобы дополнительные напряжения превысили основные, т. е. возможно достижение более высоких степеней деформации без опасности нарушения сплошности деформируемого материала.

Несмотря на то что (как отмечено выше) пластические характеристики существенно зависят не только от температуры, но и от скорости деформации, литературные данные практически полностью исчерпываются температурными зависимостями, полученными в условиях статических испытаний. Скоростные зависимости для сплавов BT3-1 и BT8 приведены на рис. 3.6.

Они представляют несомненный интерес, хотя скоростной диапазон, довольно узок и охватывает только область, характерную для деформации в условиях сверхпластичности.

Таблица 3.4

Зависимость относительного удлинения  $\delta$  титановых сплавов от температуры [2]

$t_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	$\delta, \%, \text{сплавов}$					
	ОТ4	ВТ3-1	ВТ5-1	ВТ8	ВТ9	ВТ18
600	42	40	—	40	-	42
700	89	69	60	63	40	65
800	87	105	118	107	90	—
900	84	208	167	186	83	130
1000	73	70	80	—	132	110
1100	—	80	78	254	150	—
1200	—	60	50	200	70	—

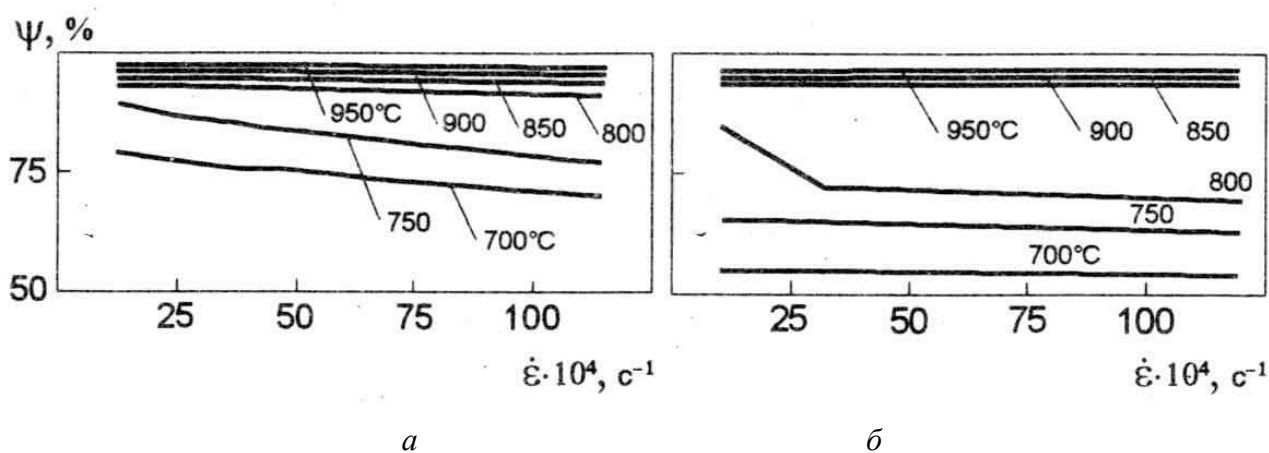


Рис. 3.6. Зависимость относительного сужения  $\psi$  сплава ВТ3-1 (а) и ВТ8 (б) от скорости деформации [2]

Малое влияние скорости деформации на относительное сужение при температуре выше 800 °С (см. рис. 3.6) можно объяснить практически полным прохождением релаксационных процессов при деформировании со столь

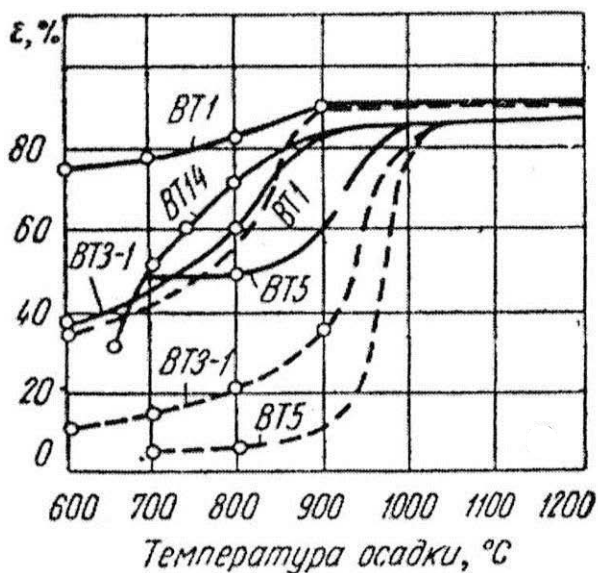


низкими скоростями. Несомненно, при более высоких скоростях деформации степень прохождения релаксационных процессов будет уменьшаться и влияние скорости в диапазоне высоких температур будет более существенным.

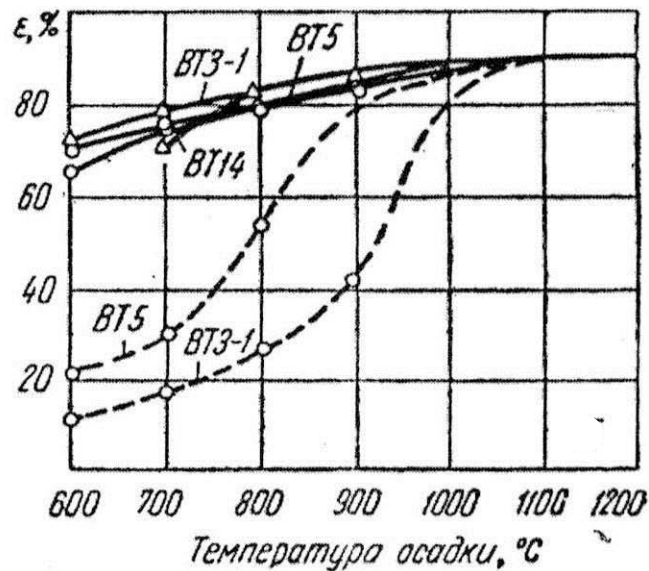
*Деформация конструкционных титановых сплавов.* При производстве горячедеформированных заготовок и деталей из титановых сплавов большое значение имеют условия нагрева металла, так как большая химическая активность титана и его сплавов при высоких температурах может сказаться на качестве готовых изделий. Вместе с тем механические свойства и структура титановых сплавов в значительной степени зависят от условий горячего деформирования: температуры и времени нагрева, равномерности прогрева металла перед горячей деформацией, температуры начала и конца деформации, скорости охлаждения после деформации, скорости деформации, общей (суммарной) и разовой степени деформации, в особенности за последний нагрев, схемы деформации и степени проработки металла как в заготовке, так и при окончательной деформации.

С повышением температуры деформирования у всех титановых сплавов как показано выше, непрерывно возрастает технологическая пластичность, которая зависит также от сплава и исходного состояния – литая структура менее пластична, чем предварительно деформированная.

Из диаграмм допустимых степеней деформации с малыми и большими скоростями (рис. 3.7) следует, что все титановые сплавы как в литом, так и в деформированном состоянии при температурах выше 1000 °С обладают весьма высокой технологической пластичностью, которая падает при снижении температуры деформирования. Это особенно заметно в случае динамического деформирования сплава в литом состоянии. Во всех случаях при динамическом деформировании технологическая пластичность титановых сплавов ниже, чем при статическом.



а



б

Рис. 3.7. Диаграмма допустимых степеней деформации некоторых титановых сплавов в зависимости от температуры осадки: а – на молоте; б – на гидропрессе;  
 — деформированное состояние; - - - - литое состояние [2]

Другим определяющим фактором выбора режима горячего деформирования является величина удельных давлений. На рис. 3.8 приведено изменение средних удельных давлений ряда титановых сплавов.

Из рис. 3.8 видно, что с повышением температуры сопротивление деформированию прогрессивно снижается, а по мере увеличения скорости деформирования – растет. При переходе от статического к динамическому деформированию сопротивление деформации увеличивается почти вдвое, поэтому для повышения технологической пластичности при горячем деформировании лучше применять оборудование с малыми скоростями.

Усилия деформации титана и его сплавов примерно такие же, как и у конструкционных сталей и жаропрочных сплавов на основе никеля. Однако при деформации в нижнем интервале температур они на 30–50 % больше, чем у названных материалов.

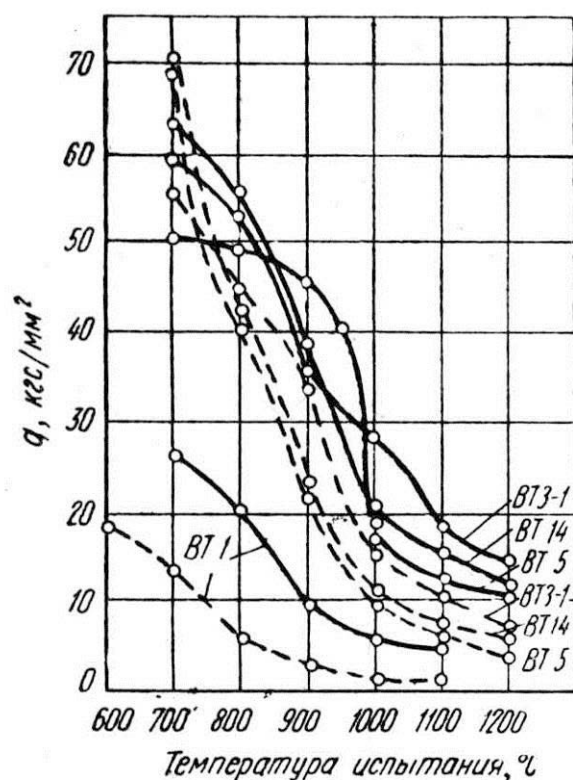


Рис. 3.8. Изменение удельных давлений для некоторых титановых сплавов при деформации на 40 % в зависимости от температуры: — динамическое деформирование; — — статическое деформирование на гидропрессе [2]

Таким образом, для создания благоприятных условий горячего деформирования (с точки зрения технологической пластичности и удельных давлений) титановые сплавы целесообразно деформировать при температурах выше 1000 °C, то есть в  $\beta$ -области. Однако такая деформация, как правило, не обеспечивает хорошей проработки структуры и удовлетворительных механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов, поэтому в настоящее время для окончательного деформирования используются более низкие температуры, охватывающие верхний интервал двухфазной  $(\alpha+\beta)$ -области.

Тем не менее при соблюдении определенного сочетания температуры, степени и скоростей деформации и последующего охлаждения вполне возможно целый ряд деталей получать штамповкой при температурах

$\beta$ -области. Такой процесс позволяет существенно повысить точность штамповок и уменьшить необходимую мощность оборудования.

Для того чтобы иметь представление об изменении структуры титановых сплавов в зависимости от температуры и степени деформации используют диаграммы, приведенные на рис. 3.9.

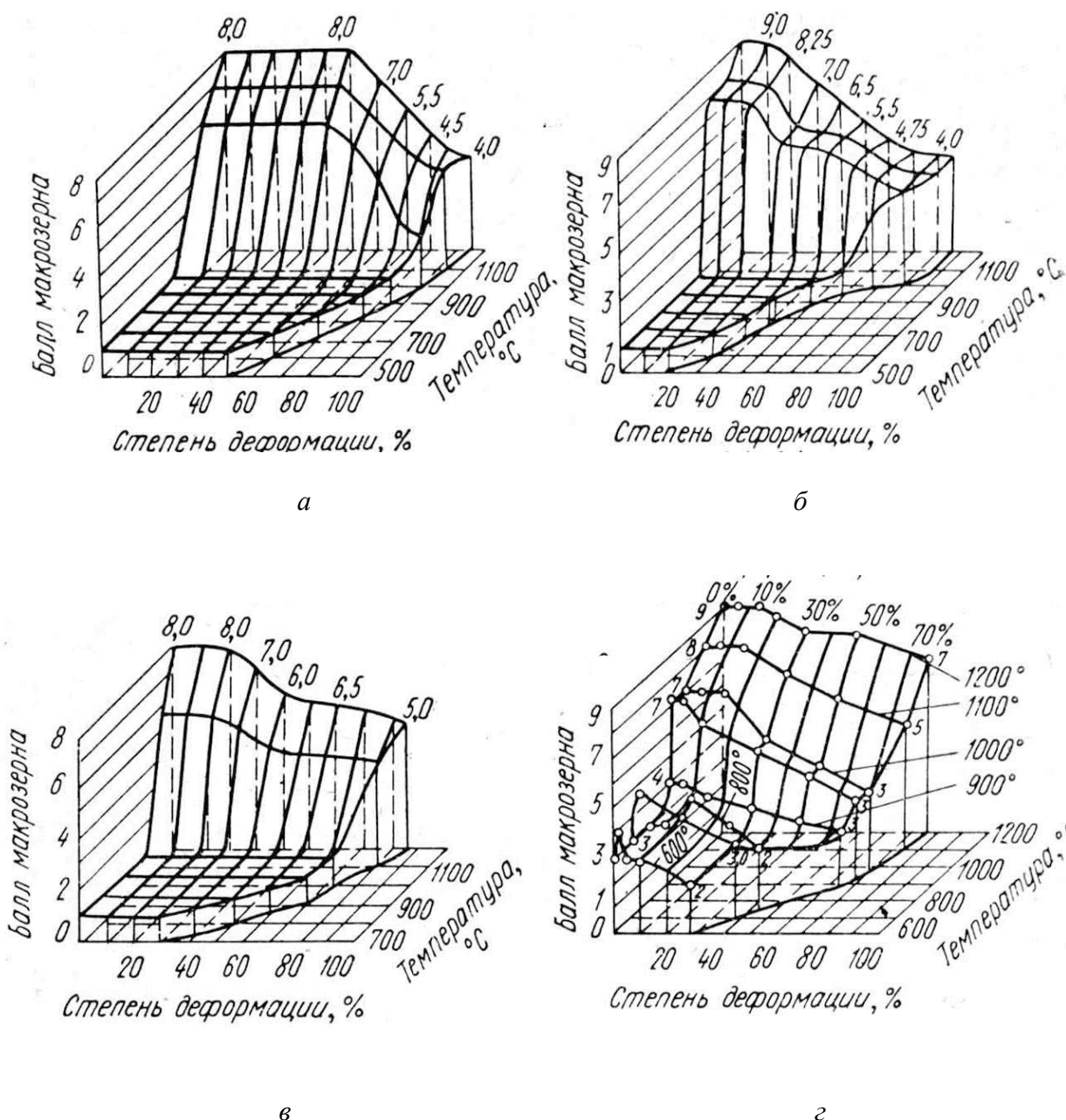


Рис. 3.9. Диаграммы изменения микроструктуры (по шкале бальности) титановых сплавов марок: VT1-0 (а); VT5 (б); VT3-1 (в); VT15 (г) в зависимости от температуры и степени деформации [4]

Исходным материалом для построения диаграмм были заготовки из титановых сплавов марок ВТ1-0, ВТ5, ВТ3-1 с мелкозернистой структурой, соответствующей первому баллу шкалы микроструктур титановых сплавов (рис. 3.10). Исключение составлял сплав ВТ15, имевший 3-й балл микроструктуры.

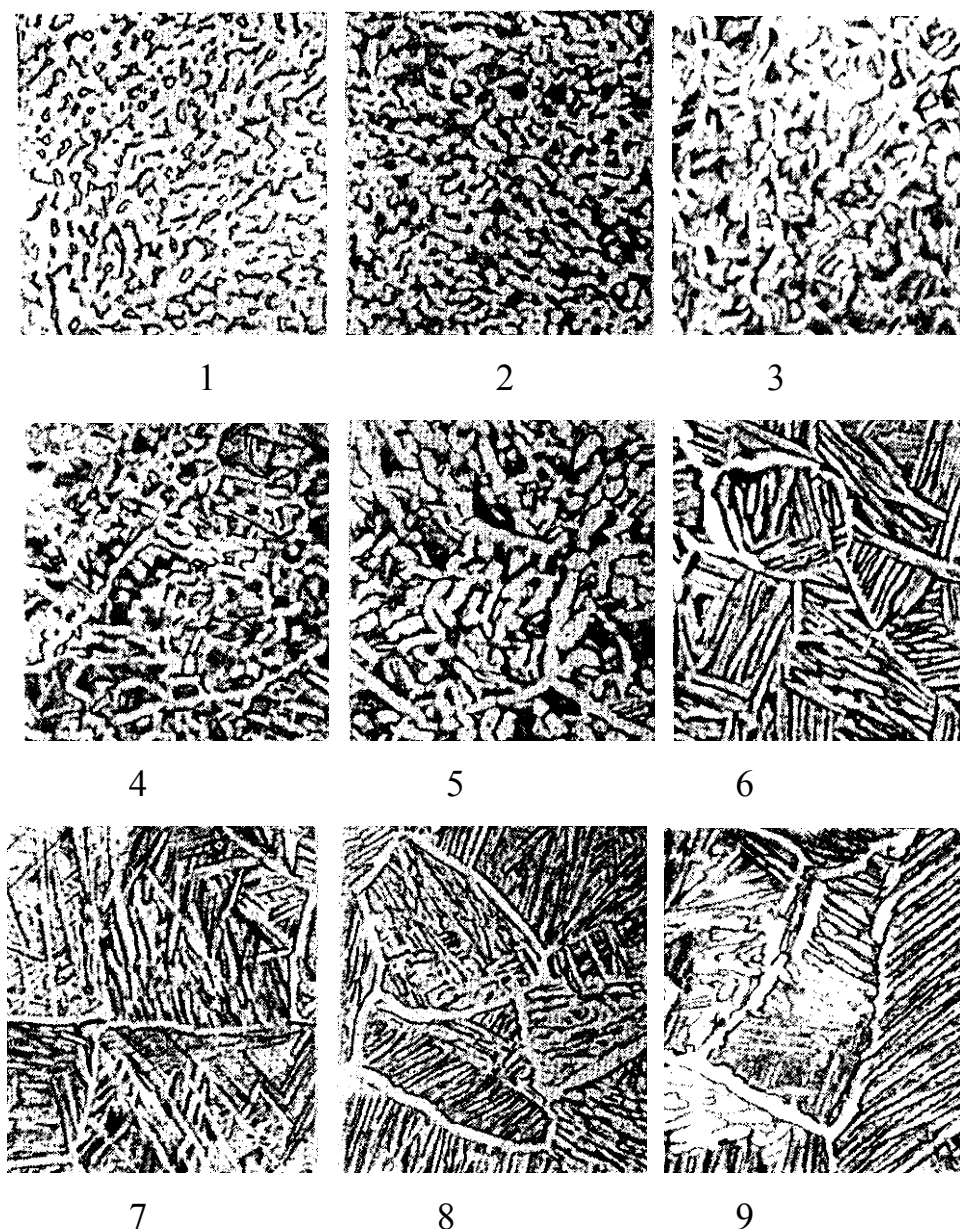


Рис. 3.10. Шкала микроструктур титановых сплавов, принятая для контроля на металлургических заводах, х300 [2]

На рис. 3.9 видно, что последующая деформация в  $(\alpha+\beta)$ -области практически не сопровождается изменением микрзерна в сплавах ВТ1-0, ВТ5,

BT3-1, в то время как  $\beta$ -деформация ведет к резкому его росту. В то же время увеличение степени деформации в  $\beta$ -области сопровождается заметным уменьшением величины микрзерна. У сплава BT15 – практически однофазного  $\beta$ -сплава – рост зерна не связан с полиморфным превращением, а зависит лишь от температуры деформации и в меньшей мере от ее степени.

Заметный рост микрзерна наблюдается при температурах деформации выше 900 °С.

Проведенные исследования влияния температуры и степени деформации на механические свойства ряда титановых сплавов (BT14, BT22) показали, что деформация в  $\beta$ -области допустима лишь в том случае, когда возможен значительный уков. Но даже деформация с большими степенями укова (свыше 60 %) не обеспечивает мелкой структуры, дающей хорошие механические свойства, которую можно получить даже при небольших степенях деформации при температурах ( $\alpha+\beta$ )-области.

Фактором, определяющим выбор температурного интервала горячего деформирования титановых сплавов, следует считать температуру их полного полиморфного превращения – чем она выше, тем выше температурный интервал горячего деформирования. При прочих равных условиях на температуру полиморфного превращения определяющее влияние оказывает содержание в сплаве алюминия. Увеличение содержания в сплаве  $\beta$ -стабилизирующих элементов хотя и снижает температуру полиморфного превращения, однако не служит основанием для снижения температуры деформирования, поскольку  $\beta$ -стабилизирующие элементы в значительной степени упрочняют  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердые растворы, повышая тем самым удельные давления при деформировании. В то же время присутствие в структуре деформируемого металла даже незначительного количества  $\beta$ -фазы благоприятно влияет на его технологическую пластичность. Так, например, однофазные  $\alpha$ -сплавы типа BT5 значительно менее технологичны по сравнению с псевдо- $\alpha$ -сплавами типа OT4, содержащими в структуре весьма

незначительное количество  $\beta$ -фазы. Еще более технологичны  $(\alpha+\beta)$ - и псевдо- $\beta$ -сплавы. Они менее склонны к образованию трещин и других дефектов в процессе деформации.

Режимы горячего деформирования выбираются на основании диаграмм пластичности с учетом удельных давлений, изменения микроструктуры и температуры полного полиморфного превращения. Вместе с тем приходится учитывать и возможности существующего оборудования, которое не всегда может в полной мере удовлетворить требования технологии производства.

Все титановые сплавы, за небольшим исключением (технический титан, малопрочные сплавы и сплавы на основе  $\beta$ -фазы), обладают пониженной пластичностью при холодной пластической деформации по сравнению с обычными конструкционными материалами – сталями и алюминиевыми сплавами.

Титановые сплавы независимо от химического состава и механических свойств значительно упрочняются при холодной пластической деформации с соответствующим снижением характеристик пластичности, что вызывает необходимость проведения межоперационных отжигов.

Низкие антифрикционные свойства титана и титановых сплавов могут вызывать налипание металла на рабочие поверхности инструмента, снижают его стойкость и могут приводить к разрушению изделий. Титановые сплавы, особенно повышенной прочности, имеют значительную чувствительность к концентраторам напряжений в виде надрезов, царапин и другим поверхностным дефектам, что вызывает необходимость зачистки кромок заготовок в местах деформации. Титановые сплавы довольно чувствительны к скорости деформации, поэтому операции, связанные с большими степенями деформирования, лучше производить при низких скоростях.

Листы из титановых сплавов имеют заметную анизотропию физических и механических свойств вдоль и поперек волокна, что необходимо учитывать как при горячей, так и при холодной штамповке.

Сплавы марок ВТ1-00, ВТ1-0, ОТ4-0, ОТ4-1 обладают удовлетворительной пластичностью при деформации в холодном состоянии и не требуют промежуточных отжигов и подогревов при штамповке. Для большинства других сплавов при штамповке требуется нагрев штампов до 200–300 °С, а заготовок до 550–750 °С.

#### **4. Свариваемость титановых сплавов**

Обязательным условием получения качественного сварного соединения (СС) является надежная защита от газов атмосферы. Насыщение металла шва кислородом, азотом и водородом происходит при температурах более 350 °С. Это резко снижает пластичность и длительную прочность сварных конструкций. Сварку необходимо производить в среде защитных газов (аргона или гелия) высокой чистоты под специальными флюсами или в вакууме. Защитные средства должны обеспечивать защиту зоны сварки, ограниченной изотермой более 350 °С. Необходимо защищать и обратную сторону шва даже в том случае, если слои металла не расплавлялись, а только нагревались выше этой температуры.

Чувствительность к термическому циклу выражается в протекании полиморфного превращения  $\beta \rightarrow \alpha$ , в резком росте зерен  $\beta$ -фазы и перегреве на стадии нагрева, в образовании хрупких фаз при охлаждении и старении, неоднородности свойств СС, зависящих от химического и фазового состава сплава. Перегрев шва и околошовной зоны (ОШЗ) связан с низкой теплопроводностью титана. Устранить указанные трудности удастся применением оптимальных режимов сварки, которые выражаются в снижении погонной энергии для  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавов и в увеличении погонной энергии для  $(\alpha + \beta)$ -сплавов. Положительные результаты дает применение концентрированных источников энергии (лазерный и электронный лучи).



Титан и его сплавы не склонны к образованию кристаллизационных (горячих) трещин в металле шва. Наиболее распространенными дефектами являются поры и холодные трещины. Поры в СС чаще всего располагаются в виде цепочки в зоне сплавления. Они снижают статическую и динамическую прочность соединений. Образование пор может быть связано с попаданием водорода в шов вместе с адсорбированной влагой на присадочной проволоке, флюсе, кромках свариваемых изделий или из атмосферы при нарушении защиты. Для получения беспористых швов необходимо обеспечить требуемую чистоту основного металла и сварочных материалов, сварку выполнять на оптимальных режимах с соблюдением всех требований технологических процессов.

Холодные трещины возникают в результате повышенного содержания водорода в СС в сочетании с растягивающими напряжениями первого рода (остаточными сварочными и от внешней нагрузки). Трещины такого типа могут возникать сразу же после сварки, а также после вылеживания сварных изделий до нескольких лет (процесс замедленного разрушения).

Радикальными мерами борьбы с холодными трещинами являются:

- а) снижение содержания газов в основном и присадочном материале:  $H_2 < 0,008 \%$ ,  $O_2 < 0,1-0,12 \%$ ,  $N_2 < 0,04 \%$ ; б) соблюдение технологии сварки для предотвращения попадания паров воды и вредных газов в зону сварки;
- в) снятие остаточных напряжений; г) предотвращение возможности наводороживания СС при эксплуатации.

Помимо общих закономерностей свариваемости, отдельные группы титановых сплавов обладают рядом специфических особенностей.

Титановые сплавы с учётом коэффициента  $\beta$ -стабилизации ( $K_\beta$ ) и формирующейся структуры делятся на пять основных классов (табл. 4.1).

При всех видах сварки образуется участок основного металла, прилегающий к шву, подвергающийся тепловому воздействию источника сварочного нагрева и претерпевающий в связи с этим структурные

превращения, состоящий из ОШЗ, где температура нагрева достигает температуры плавления и следующей за ней зоны термического влияния (ЗТВ).

Таблица 4.1

Классификация титановых сплавов

Группа сплавов	Марка сплава	$K_\beta$	Химический состав, %
$\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавы ( $K_\beta \leq 0,25$ )	BT1-00 BT1-0 BT5 BT5-1 ПТ-7М 4200 OT4-0 OT4-1 OT4 BT4 OT4-2 ПТ-3В AT2 AT3 AT4 BT20 TC5	Менее 0,20	Нелегированный титан То же Ti-5Al Ti-5Al-2,5Sn Ti-5Al-2,5Zr Ti-0,5Pd Ti-0,8Al-0,8Mn Ti-1,5Al-1,0Mn Ti-3,5Al-1,5Mn Ti-5Al-1,5Mn Ti-6Al-1,5Mn Ti-4,5Al-2V Ti-2Zr-1Mo Ti-3Al-1,5(Fe, Cr, V, B) Ti-4Al-1,5(Fe, Cr, V, B) Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V Ti-5Al-2Zr-3Sn-2V
Сплавы мартенситного типа ( $K_\beta = 0,3 \dots 0,9$ )	BT6C BT6 BT3-1 BT8 BT9 BT14 BT16 BT23	0,25 0,31 0,80 0,35 0,35 0,37 0,80 0,80	Ti-5Al-4V Ti-6Al-4,5V Ti-6Al-2,5Mo-2Cr-0,3Si Ti-6,5Al-3,3Mo-0,3Si Ti-6,5Al-3,3Mo-1,5Zr-0,25Si Ti-4,5Al-3Mo-1V Ti-2,5Al-5Mo-5V Ti-5Al-5V-2Mo-0,7Fe-0,7Cr
Сплавы переходного типа ( $K_\beta = 1,0 \dots 1,4$ )	BT22 BT30	1,20 1,15	Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr Ti-11Mo-6Sn-4Zr
Псевдо $\beta$ -сплавы ( $K_\beta = 1,6 \dots 2,5$ )	BT15 TC6 BT32	2,25 2,20 1,8	Ti-3Al-7Mo-11Cr Ti-3Al-5Mo-6V-11Cr Ti-2Al-8,5Mo-8,5V-1,2Fe-1,2Cr
$\beta$ -сплавы ( $K_\beta \geq 2,0 \dots 3,0$ )	4201	3,0	33Mo

По мере удаления от шва максимальные температуры нагрева  $t_{\max}$  снижаются. После достижения  $t_{\max}$  в любой точке зоны термического влияния происходит охлаждение в основном за счет теплоотвода в более холодный металл. Скорость нагрева  $\omega_n$  и охлаждения  $\omega_o$  каждого участка ЗТВ зависит от величины  $t_{\max}$ .

Таким образом, для ЗТВ характерны неравномерность нагрева и связанные с ней напряженное состояние, деформации, фазовые и структурные изменения. Эти процессы обычно отрицательно влияют на механические свойства металла ЗТВ, на его коррозионные и другие служебные характеристики. Поэтому термический цикл сварки, определяющий конечное состояние материала в ЗТВ, представляет собой один из главных факторов, который необходимо учитывать при оценке свариваемости сплава.

На рис. 4.1 схематически представлено строение ЗТВ в сплавах титана и распределение максимальных температур по ее сечению.

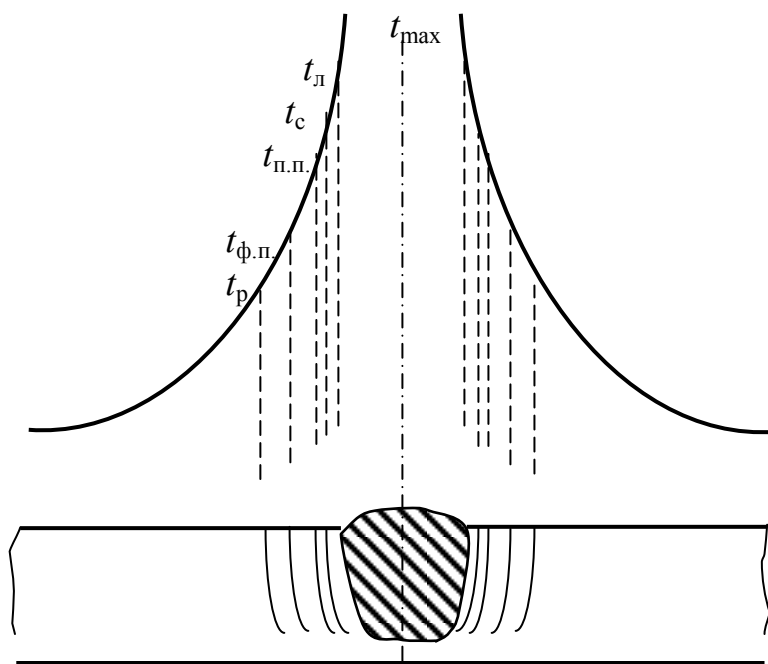


Рис. 4.1. Схема строения ЗТВ при однопроходной сварке сплавов титана:

$t_{\text{л}}$ ,  $t_{\text{с}}$ ,  $t_{\text{р}}$  – температуры ликвидус, солидус и рекристаллизации;  $t_{\text{ф.п}}$  – температура начала фазовых превращений;  $t_{\text{п.п}}$  – температура полиморфного превращения.

Рассмотрим особенности поведения титановых сплавов перечисленных выше групп при сварке.

Целесообразно рассмотреть изменение структуры и свойств при определенном виде сварки, например, при аргонодуговой однопроводной сварке металла небольшой толщины (до 3–4 мм), когда происходит резкое охлаждение сварного соединения.

У  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавов при ускоренном охлаждении в зоне расплава и зоне термического влияния, имеющей температуру выше температуры  $(\alpha+\beta)\leftrightarrow\beta$ -превращения, образуется игольчатая  $\alpha$ -структура или структура  $\alpha'$ -мартенсита, незначительно обогащенная  $\beta$ -стабилизирующими элементами. Такие структуры по своим свойствам близки обычной  $\alpha$ -структуре и поэтому у  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавов сварное соединение как по прочности, так и по пластичности близко основному металлу.

Следует отметить, что сплавы этого типа, несмотря на свое очень близкое фазовое строение, в зависимости от предела прочности в различной степени изменяют физико-механические свойства сварного соединения по сравнению со свойствами основного металла. С повышением предела прочности литая или перегретая структура сплава отличаются меньшей пластичностью основного металла. Концентраторы напряжения в виде рельефа шва и пористость будут в большей степени сказываться у сплавов с более высоким пределом прочности. Остаточные напряжения, возникающие в шве в результате воздействия термического цикла сварки, будут более высокими у более прочных сплавов. Эти обстоятельства следует учитывать как для сплавов рассматриваемой группы, так и для сплавов других групп.

*Титановые сплавы мартенситного типа* характеризуются тем, что непосредственно после сварки расплавленная зона и переходная зона, нагревшаяся при температурах выше  $T_{кр}$ , содержат в своей структуре большее или меньшее количество мартенситной  $\alpha'(\alpha'')$ -фазы. Фаза  $\alpha'$  имеет повышенную прочность и пониженную пластичность по сравнению с  $\alpha$ - или

$\beta$ -фазами. Поэтому непосредственно после сварки сварное соединение сплавов мартенситного типа имеет более высокую прочность и меньшую пластичность по сравнению с аналогичными свойствами основного металла.

Сварное соединение сплавов мартенситного типа следует термически обрабатывать не только для снятия остаточных напряжений, но и для стабилизации структуры.

*Титановые сплавы переходного типа* – это сравнительно новая группа сплавов, появившаяся в последние годы. Особенностью этих сплавов является возможность образования в значительных количествах хрупкой  $\omega$ -фазы в процессе термического цикла сварки. Для этого типа сплавов важно регламентировать скорость охлаждения сварного соединения в процессе сварки. Существуют промежуточные скорости охлаждения, когда образуется большое количество хрупкой  $\omega$ -фазы, и сварное соединение становится малопластичным. Последующий отжиг восстанавливает свойства сварного соединения до уровня, близкого основному металлу.

*Псевдо- $\beta$ -сплавы* ведут себя при сварке аналогично сплавам со стабильной  $\beta$ -фазой. В процессе термического цикла сварки в сварном соединении фиксируется исключительно метастабильная  $\beta$ -фаза, характеризующаяся высокой пластичностью при умеренной прочности. Сварное соединение псевдо- $\beta$ -сплавов непосредственно после сварки имеет физико-механические свойства, близкие к свойствам основного металла. Однако при нагреве метастабильная  $\beta$ -фаза претерпевает превращение, приводящее к охрупчиванию сварного соединения.

*Однофазные  $\beta$ -титановые сплавы* при сварке не претерпевают фазовых превращений, и поэтому механические свойства сварных соединений изменяются незначительно и термическая обработка не оказывает заметного влияния на их свойства и структуру.

*Характеристики титановых сплавов по свариваемости.*  
Низколегированные титановые сплавы с  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -структурами благодаря

важным преимуществам – термической стабильности, хорошей свариваемости, высокой коррозионной стойкости и экономической эффективности – наиболее широко применяются в сварных конструкциях различного назначения в отечественной и зарубежной практике. Сплавы этого класса используются в конструкциях, работающих длительно в диапазоне температур от – 269 до 500 °С. Низколегированные сплавы этой группы удовлетворительно свариваются различными способами сварки, что выражается в стабильном формировании шва, отсутствии трещин и высоких механических свойствах СС.

Одним из важных критериев свариваемости этого класса является незначительная чувствительность к изменению режимов сварки. Однофазные  $\alpha$ -сплавы имеют широкий интервал скоростей охлаждения, при котором сохраняются высокие свойства соединений. Наибольшие значения пластичности СС достигаются при относительно высоких скоростях охлаждения. Механические свойства СС  $\alpha$ -сплавов, полученных аргоно-дуговой сваркой без присадки, приведены в табл. 4.2.

Таблица 4.2

Механические свойства СС из титановых сплавов толщиной 2–3 мм, выполненных неплавящимся электродом без присадки [3]\*

Марка сплава	$\sigma_b$ , МПа	Угол загиба, $\alpha$ , град	$\delta$ , %	$KCU$ , кДж / м <sup>2</sup>
BT1-0	460 / 411,2	–	27 / 33	2165 / 2195
AT2	647,5 / 696,5	120 / 100	21 / 16,5	1205 / 1087
OT4	825 / 804	72 / 58	14,4 / 14,3	803 / 490
AT3	699,5 / 664,1	100 / 86	16 / 16	1323 / 1274
AT6	989 / 1087	–	12,5 / 8,7	372,4 / 372,4
BT5 -1	824 / 820	44 / 50	10,5 / 12,5	392 / 597,2
TC5	1019 / 989,8	–	12,0 / 12,5	597 / 627,2

\*– В числителе – свойства основного металла, в знаменателе – свойства металла шва.

Для обеспечения высокого уровня пластичности швов, равнопрочных основному металлу, используют присадочные проволоки, отличающиеся по химическому составу от основного металла и обычно имеющие по сравнению с ним пониженную концентрацию легирующих элементов.

*Двухфазные  $\alpha+\beta$ -сплавы.* Эти сплавы по свариваемости уступают  $\alpha$ -сплавам, так как более чувствительны к изменению параметров режима сварки, а необходимый уровень свойств достигается в результате термической обработки, применения присадочных материалов или утолщения кромок.

Чувствительность этих сплавов к термическим циклам сварки проявляется в существенном изменении механических свойств СС в зависимости от затрат погонной энергии соответствующих им скоростей охлаждения ОШЗ. Величина оптимальных скоростей охлаждения зависит от количества легирующих элементов в сплаве, от стабильности  $\beta$ -фазы и кинетики ее распада. В общем случае с увеличением степени легирования ( $\alpha+\beta$ )-сплава величину скорости охлаждения следует уменьшать. Для наиболее распространенного сплава ВТ6 скорость охлаждения не должна превышать 40 °С/с. Для более легированных сплавов (ВТ14, ВТ22), независимо от скорости охлаждения (1 – 600 °С/с) наблюдается снижение пластичности ОШЗ. Поэтому для получения оптимальной структуры и механических свойств ОШЗ необходим соответствующий выбор параметров режимов сварки применительно к типу СС.

Получение требуемых механических свойств СС достигается соответствующим выбором химического состава присадочной проволоки, система легирования которой должна быть близка к системе основного металла, но с меньшим содержанием легирующих элементов.

В зависимости от условий эксплуатации сварные соединения ( $\alpha+\beta$ )-сплавов мартенситного типа необходимо подвергать отжигу или упрочняющей термической обработке (УТО) – закалке и старению. Поэтому вопросы свариваемости сплавов данного класса не ограничиваются установлением воздействия термического цикла на свойства соединений только

в состоянии после сварки. Эта группа сплавов является наиболее перспективной для использования в сварных конструкциях с применением УТО сварных соединений.

Сварные конструкции из этих сплавов применяются в авиационной технике, ракетостроении, атомной технике, судостроении, химическом машиностроении.

Отжиг ( $\alpha+\beta$ )-сплавов переходного типа восстанавливает свойства сварного соединения до уровня, близкого основному металлу.

Сварное соединение псевдо- $\beta$ -сплавов непосредственно после сварки имеет физико-механические свойства, близкие к свойствам основного металла. Однако при нагреве метастабильная  $\beta$ -фаза претерпевает превращение, приводящее к охрупчиванию сварного соединения. Поэтому промышленные псевдо- $\beta$ -сплавы рекомендуются для использования в сварных конструкциях, работающих длительно при нормальных температурах, или конструкциях одноразового действия, работающих при повышенных температурах. Сплавы этого типа пока не нашли широкого применения в сварных конструкциях.

Однофазные  $\beta$ -сплавы, как и  $\alpha$ -сплавы, при сварке не претерпевают фазового превращения. Обладают хорошей свариваемостью.

*Термическая обработка сварных соединений.* Отжиг сварных конструкций из сплавы с  $\alpha$ -структурой и псевдо- $\alpha$ -сплавов рекомендуется лишь для снятия остаточных напряжений, возникших при сборке и сварке конструкций. Сплавы с  $\alpha$ -структурой и псевдо- $\alpha$ -сплавы практически не чувствительны к скорости охлаждения после отжига. Рассматриваемые сплавы не упрочняются термической обработкой. С целью снятия напряжений конструкции с жесткими соединениями подвергаются отжигу, который включает нагрев при температурах выше начала рекристаллизации, но ниже температуры полиморфного превращения и последующее охлаждение на воздухе. Время отжига составляет 15–60 мин в зависимости от сечения детали.



Отжиг СС  $\alpha$ -сплавов титана приводит к повышению сопротивляемости развитию трещин. Нагрев СС рекомендуется производить в электрических печах с защитной атмосферой. При возникновении  $\alpha$ -слоя его необходимо убрать механическими способами.

Двухфазные ( $\alpha+\beta$ )-сплавы мартенситного типа (BT16, BT3-1, BT23 и т. д.) и особенно сплавы переходного типа (BT22, BT30 и т. д.), наоборот, весьма чувствительны к скорости охлаждения, и поэтому скорость их охлаждения с температуры отжига регламентируется. Для этого применяют отжиг с последующим охлаждением сплава в печи при регламентированной скорости до определённой температуры, а затем на воздухе или ступенчатый отжиг, который может быть двойным или изотермическим. Двойной отжиг состоит из нагрева до температуры выше температуры рекристаллизации и превращения метастабильных фаз, образовавшихся в результате термического цикла сварки, выдержки, охлаждения на воздухе и последующего нагрева при более низкой температуре, но достаточной для стабилизации структуры, образовавшейся после первой ступени термообработки, выдержки при этой температуре и охлаждения на воздухе.

Изотермический отжиг включает нагрев до температуры выше температур рекристаллизации и превращения метастабильных фаз, образовавшихся при изотермическом цикле сварки, выдержку, перенос сплавов в печь с температурой, достаточной для превращения метастабильных фаз в стабильную ( $\alpha+\beta$ )-структуру, выдержку и охлаждение на воздухе. В случаях, когда применяют отжиг с последующим охлаждением сплава в печи (двойной или изотермический), температура, с которой начинают охлаждение на воздухе, должна быть столь низкой, чтобы обеспечить достаточную стабильность  $\alpha$ - и  $\beta$ -составляющих в сварном соединении не только при эксплуатации сплава при нормальных температурах, но и при его эксплуатации при повышенных температурах. Поэтому режимы отжига для сварных соединений титановых сплавов выбирают, как правило, не только для оптимального соотношения характеристик прочности и пластичности, но и для получения их термической

стабильности. Поэтому для титановых сплавов в зависимости от их состава, а иногда и от условий работы сварной конструкции выбирают тот или иной вид отжига. Так, например, для получения заданных физико-механических свойств после сварки и отжига псевдо- $\beta$ -сплавов (BT15, BT32 и т. д.) скорость охлаждения с температуры отжига не играет роли. Однако для стабильности сварного соединения в процессе эксплуатации его при повышенных температурах следует проводить отжиг с последующим медленным охлаждением со скоростью не более 2–4 °C/мин.

Рекомендуемые режимы отжига сварных соединений титановых сплавов приведены в табл. 4.3.

Для сплавов BT14, BT3-1, BT16 и BT 22 применяют стабилизирующую термическую обработку.

Продолжительность отжига сварных соединений титановых сплавов обычно регламентируется толщиной свариваемых кромок.

Время выдержки при отжиге исчисляется с момента нагрева садки;  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавы во всех случаях отжигаются с последующим охлаждением на воздухе. Указанные режимы термической обработки обеспечивают сварным соединениям полное снятие внутренних напряжений и оптимальное соотношение прочности и пластичности. Сварные соединения указанной группы сплавов термически стабильны, т. е. могут эксплуатироваться при рабочих температурах в течение длительного времени без существенного применения физико-механических свойств.

Следует также отметить, что сварные соединения титановых сплавов BT6C и BT6, примыкающих по содержанию  $\beta$ -стабилизирующих элементов к псевдо- $\alpha$ -сплавам, не требуют обязательного стабилизирующего отжига, поскольку распад метастабильных фаз при длительном нагреве не сопровождается значительным дисперсионным упрочнением сварного соединения.

Сварные соединения титановых сплавов с  $(\alpha+\beta)$ -структурой мартенситного типа можно в некоторых случаях отжечь с последующим

охлаждением на воздухе, что часто обеспечивает получение оптимальных значений прочности и пластичности, поскольку температуры отжига большинства мартенситных сплавов лежат ниже критической температуры для данного сплава. В этом случае последующее охлаждение на воздухе не сопровождается образованием мартенсита или, по крайней мере, больших его количеств, что и обеспечивает сварному соединению достаточно хорошую пластичность по сравнению с пластичностью основного металла.

В то же время сварные соединения титановых сплавов мартенситного типа, работающие длительно при повышенных температурах, следует отжигать по режимам, обеспечивающим достаточно высокую стабильность структуры, иначе в процессе работы сварные соединения будут терять свою пластичность.

Что касается сплава ВТ16, то стабилизирующий отжиг сварного соединения этого сплава требуется как для сохранения термической стабильности сварного соединения в процессе эксплуатации при повышенных температурах, так и для получения оптимального соотношения прочности и пластичности сварного соединения в состоянии после сварки и отжига.

Титановые сплавы с  $(\alpha+\beta)$ -структурой переходного типа, представителем которых является сплав ВТ 22, имеют сварные соединения, которые требуют стабилизирующего отжига как для получения оптимальных механических свойств, так и для повышения термической стабильности в процессе длительной эксплуатации при повышенных температурах. Ступенчатый отжиг сплава ВТ22 позволяет в большой степени стабилизировать структуру и свойства его сварного соединения.

Сварные соединения псевдо- $\beta$ -сплавов ВТ15 и ТС6 непосредственно после сварки имеют хорошее сочетание прочности и пластичности. Последующий отжиг с охлаждением на воздухе позволяет несколько стабилизировать структуру сварных соединений этих сплавов, но не позволяет обеспечить их термическую стабильность при повышенных температурах в процессе длительной работы.

Типичные режимы отжига СС сплавов титана приведены в табл. 4.3.

Таблица 4.3

## Режимы отжига сварных соединений титановых сплавов [3]

Марка сплава	Температура отжига, °C	Марка сплава	Температура отжига, °C
$\alpha$ -сплавы, псевдо- $\alpha$ -сплавы		$(\alpha+\beta)$ -сплавы мартенситного типа	
BT1-00	550–680	BT6C	720–800
BT1-0	550–680	BT6	720–800
BT5-1	720–820	BT14	740–800
BT5	720–820	BT3-1	750–850
OT4-0	600–680	BT16	—
OT4-1	620–700	$(\alpha+\beta)$ -сплавы переходного типа	
OT4	620–720	BT22	—
BT4	550–650	псевдо- $\beta$ -сплавы	
OT4-2	700–820		
ПТ-7М	580–680		
BT20	700–800		
AT2	600–700	BT15	790–810
AT3	670–820	TC6	740–760
AT4	700–850		

В принципе у титановых псевдо- $\beta$ -сплавов путём специального отжига можно было бы стабилизировать структуру сварного соединения, однако сплавы BT15 и TC6 содержат большое количество эвтектоидообразующего элемента (хрома), и поэтому при стабилизирующем отжиге происходит эвтектоидное охрупчивание металла. Например, у опытного титанового сплава, имеющего марку BT32 (Ti-8,5% Mo-8,5% V-1% Cr-2,5% Al-1% Fe) и являющегося также псевдо- $\beta$ -сплавом, сварное соединение можно стабилизировать отжигом по режиму: нагрев до 780 °C, выдержка 1 ч, охлаждение с печью со скоростью 2–4 °C/мин до 300 °C, затем – на воздухе. У этого сплава сварное соединение после сварки имеет хорошую пластичность,

которая сохраняется и после отжига по указанному режиму. Однако если сварное соединение этого сплава непосредственно после сварки склонно при длительном нагреве к охрупчиванию, то после сварки и отжига оно становится термически стабильным и не изменяет своих свойств после длительного нагрева.

Упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и старения, применима к сварным соединениям двухфазных ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов, начиная со сплавов мартенситного типа и кончая псевдо- $\beta$ -сплавами. Псевдо- $\alpha$ -сплавы и сплавы с  $\alpha$ -структурой практически не изменяют фазового состава и не требуют УТО.

Принцип упрочняющей термической обработки сварного соединения, как и основного металла, заключается в том, что при ускоренном охлаждении сохраняются метастабильные  $\beta$ -,  $\alpha'$ -, ( $\alpha''$ )-фазы, а при последующем искусственном старении происходит выделение дисперсных частиц  $\beta$ - и  $\alpha$ -фаз. При этом эффект упрочняющей термической обработки зависит от типа, количества и состава метастабильных фаз, а также от дисперсности образовавшихся после старения частиц  $\beta$  - и  $\alpha$ -фаз.

В зависимости от режимов упрочняющей термической обработки – температуры закалки, температуры и продолжительности старения (отпуска) – механические свойства сварных соединений изменяются в широком диапазоне.

С повышением температуры закалки в сварном соединении сохраняется всё большее количество (по объёму) метастабильных фаз. У сплавов докритического состава увеличивается сначала количество метастабильной  $\beta$ -фазы, а затем  $\alpha'$ ( $\alpha''$ )-фазы. У сплавов закритического состава происходит непрерывное увеличение количества метастабильной  $\beta$ -фазы по мере повышения температуры закалки до точки полного полиморфного превращения в сплав. Объем метастабильных фаз в сплаве определяет эффект упрочнения, который может быть получен при последующем старении закалённого сплава.

Как правило, с повышением температуры закалки термически упрочнённого сплава с  $(\alpha+\beta)$ -структурой возрастает его прочность и снижается пластичность.

При постоянном времени старения с повышением температуры старения увеличивается объём и степень распада метастабильных фаз, и выделяются дисперсные частицы. Это сопровождается повышением прочности и, как правило, снижением пластичности. При определённой температуре старения прочность достигает максимума, при дальнейшем повышении температуры прочность постепенно снижается до уровня прочности отожжённого металла. Практические режимы старения представляют собой режимы перестаривания. Это позволяет обеспечить лучшее сочетание прочности и пластичности у термически упрочняемого металла при удовлетворительной стабильности механических свойств. Рекомендуемые режимы упрочняющей термической обработки сварных соединений (сварных конструкций) различных титановых сплавов приведены в табл. 4.4.

Время выдержки при нагреве под закалку сварных соединений после достижения заданной температуры рекомендуется назначать в следующих пределах:

минимальное сечение , мм      время выдержки, мин:

< 1,5	5
1,6–2,0	7
2,1–4,0	10
4,1–10,0	25
> 10,0	60

Для уменьшения окисления при нагреве листовых деталей или конструкций из титановых сплавов мартенситного типа время выдержки под закалку может быть уменьшено вдвое, поскольку фазовое равновесие у этих сплавов при температуре закалки достигается весьма быстро в отличие от сплавов переходного класса и псевдо- $\beta$ .

Режимы УТО сварных соединений из титановых сплавов [3]

Марка сплава	Температура заковки, °C	Режимы старения	
		T, °C	t, ч
BT6C	850–900	450–500	2–4
BT6	850–900	450–500	2–4
BT14	850–900	510–540	4–16
BT3-1	850–900	520–620	1–4
BT16	790–820	520–590	4–10
BT23	780–800	500–550	6–10
BT22	720–780	510–600	4–10
BT30	720–740	490–510	5–8
BT32	720–800	500–560	4–8
BT15	740–820	480–500	15–25
TC6	740–820	550–570	0,25
		480–500	15–25
		550–570	0,25

## 5. Механическая обработка титановых сплавов

Обработка резанием титановых сплавов в основном аналогична обработке нержавеющей сталей. Принято считать, что трудоемкость мехобработки сплавов титана в 2–2,5 раза больше, чем обычных углеродистых сталей.

Общие режимы резания определяются свойствами титана. При обработке титана наблюдается значительно меньше площадь контакта между стружкой и инструментом, чем при обработке сталей. В результате контактное давление увеличивается и теплота трения скольжения стружки по резцу концентрируется на меньшей площади. Поскольку титан имеет очень низкую теплопроводность,

это приводит к чрезвычайно высоким температурам инструмента, особенно в области контакта со стружкой. Если при резании стали в контактной области температура достигает 300–350 °С, то при резании титановых сплавов в тех же условиях температура превышает 1100–1200 °С. С повышением скорости резания температура в контактной области может повыситься еще выше. Это приводит к перегреву стружки, ее сильному окислению, иногда воспламенению. Поэтому для титана используют относительно невысокие скорости резания от 5 до 80 м/мин.

Из-за высоких температур в области контакта возникает и другой фактор. Практически все известные металлы и огнеупоры растворимы в титане. Когда титановая стружка проходит над инструментом при таких высоких температурах, по существу, происходит легирование стружки материалом инструмента. Сплав удаляется со стружкой и в результате этого повышается износ инструмента, затупляются его режущие кромки.

Легирование также может иметь другое действие. В области контакта стружки с зубом стружка может привариваться к режущей кромке инструмента, образуя нарост. В результате отделки детали становится плохой из-за изменения геометрии режущей кромки образовавшимся наростом. Этот эффект может быть частично предотвращен, если не допускать охлаждения стружки в контакте с инструментом. Для этого при отключении станка сначала отводится резец от обрабатываемой детали, а затем выключается вращение шпинделя.

Наличие на поверхности сплава твердого газонасыщенного слоя еще более затрудняет процесс резания и приводит к быстрому изнашиванию контактной поверхности резцов. Поэтому при резании титана необходимо вершину резца располагать на глубине, превышающей толщину газонасыщенного слоя или, по крайней мере, избегать попадания ее в зону повышенной твердости. В связи с этим и для избегания налипания стружки на резец при резании титана используют большую глубину резания до 8–12 мм.



С целью уменьшения износа поверхности резца, предотвращения налипания и приварки к нему титана при резании следует принимать активные меры для снижения температуры на рабочей кромке резца.

Радикальным средством является небольшое повышение температуры металла до 300–400 °С. При этом у большинства титановых сплавов сопротивление сдвигу снижается почти в 2 раза при незначительном окислении, вязкость становится несколько ниже, чем при комнатной температуре, и сопротивление резанию резко уменьшается, что позволяет повысить скорость резания в несколько раз. Нагрев поверхности металла на глубину, необходимую для резания, осуществляется от индуктора, перемещающегося впереди резца.

Применение подогрева зоны резания ограничено условием получения неокисленной стружки, которая возвращается в шихту для выплавки слитков. Такая стружка загрязняет выплавляемый металл кислородом и существенно влияет на его свойства, снижая пластичность.

Другой путь снижения температуры в очаге резания – интенсификация отвода тепла или охлаждение резца. В качестве смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) используют сульфуризованные и растворимые масла, уголекислоту (сухой лед), а так же аэрозоли воды и масел, имеющих высокую охлаждающую способность. Однако загрязнение стружки охлаждающими составами ограничивает ее применение в качестве шихты или вызывает необходимость использования травления или обезжиривания. Поэтому часто при резании используют охлаждение воздухом или аэрозолями воды.

Для получения удовлетворительных результатов при обработке резанием обрабатываемая деталь должна быть жестко закреплена, необходим острый инструмент, чтобы обеспечить непрерывное резание при автоматической подаче.

Резание рекомендуется производить инструментом с твердосплавными пластинками из сплавов типа ВК3, ВК4, ВК8. Из-за химической активности титановых сплавов для их обработки не используют титаносодержащие

твердые сплавы марок Т5К10, Т15К6 и т. д. В настоящее время наиболее широко на практике, в частности на ОАО «Корпорация ВСППО-АВИСМА», используется сплав ВК8, так как сплавы ВК3 и ВК4 при выкрашивании не улавливаются магнитными сепараторами. В тоже время известно, что непрерывное чистовое точение лучше вести сплавом ВК3, у которого на этих операциях стойкость в два раза выше, чем у ВК8.

Геометрические параметры резцов с пластинками из твердого сплава ВК8, рекомендованные для черновой обработки по корке: передний угол  $\gamma = 0^\circ$ , задний угол  $\alpha = 12^\circ$ , главный угол в плане  $\varphi_1 = 45^\circ$ , вспомогательный угол в плане  $\varphi = 14^\circ$ . Режимы: скорость резания  $v = 25\text{--}35$  м/мин, подача  $S = 0,5\text{--}0,8$  мм/об, глубина резания  $t$  не менее 2 мм. Режимы резания при чистовом и получистовом точении титана марки ВТ1-0 приведены в табл. 5.1.

Таблица 5.1

Режимы резания при чистовом и получистовом точении титана ВТ1-0 [2]

Подача резца, мм / об	Скорость резания, м / мин, при глубине резания, мм				
	1	3	5	8	10
0,1	105	95	91	87	84
0,2	84	75	72	68	66
0,3	74	67	63	60	58
0,5	64	56	53	51	48
0,8	53	48	46	45	42
1,0	48	45	43	40	39

При применении в качестве режущего инструмента быстрорежущей стали обычно применяют резцы со следующими геометрическими параметрами рабочей части: задний угол  $\alpha = 10^\circ$ , главный угол в плане  $\varphi_1 = 45^\circ$ , вспомогательный угол в плане  $\varphi = 15^\circ$ , радиус при вершине  $r = 1$  мм, скорость резания при точении сплава ВТ1-0  $v = 25\text{--}30$  м/мин, подача  $S$  менее 0,2 мм, глубина резания  $t = 0,5\text{--}3$  мм.

При токарной обработке станки необходимо жестко закреплять и устранять вибрацию. Инструмент должен находиться как можно ближе к

режущей кромке, следует избегать большого вылета его из-за высоких давлений. Преимущественно применяются малые скорости резания с большой подачей так же, как при фрезеровании, сверлении, развертывании, протягивании.

*Фрезерование* – более трудная операция, чем точение при токарной обработке. Следует учитывать, что инструмент фрезерует в продолжении только части каждого оборота, а в течение остальной части оборота стружка остается приваренной к зубу фрезы. При последующем обороте стружка сбивается вместе с куском зуба. Как и при точении рекомендуется съём толстой стружки и низкие скорости резания. Фаска на фрезе помогает рассеивать тепло. Улучшение теплоотвода и применение попутного фрезерования способствует максимальному захвату металла в начале реза и минимальному налипанию титана на режущие лезвия. Для фрез применяют твердые сплавы ВК6М, ВК8 и режимы резания при фрезеровании ВТ1-0: глубина резания  $t = 2\text{--}4$  мм, подача  $S = 0,08\text{--}0,12$  мм/зуб, скорость резания  $v = 80\text{--}100$  м/мин – фрезами с пластинами ВК6М.

При *сверлении* титановых сплавов важно все время поддерживать принудительную подачу и не позволять инструменту скользить по детали. Выступающая часть сверла должна быть как можно короче. В качестве материала для сверл применяют быстрорежущие стали Р9К5, Р9К10, Р18Ф2, Р9Ф5, для сверл с диаметром свыше 5 мм хорошо использовать сплав ВК8. Геометрические параметры сверл:  $\varphi = 0\text{--}3^\circ$ ;  $\alpha = 12\text{--}15^\circ$ ,  $2\varphi = 120\text{--}130^\circ$ ;  $2\varphi_0 = 70\text{--}80^\circ$ ; угол наклона спиральной канавки  $25\text{--}30^\circ$ . Скорость сверления невысокая (6–10 м / мин), большая подача – 0,15–0,3 мм/об.

*Нарезание внутренней резьбы* – одна из наиболее трудных операций при работе с титаном. Трудности наблюдаются при охлаждении детали, смазке зубьев метчика и при удалении стружки. Металл прилипает к зубьям, образуется нарост на режущей кромке и резьба задирается. В результате метчик сильно изнашивается или ломается. Оптимальная длина нарезки составляет 1,5 диаметра метчика. Метчики, как и сверла, рекомендуется изготавливать из

быстрорежущей стали ЭИ706 (Р9Ф5), стойкость которой в 2–3 раза выше, чем у стали Р18.

*Нарезание наружной резьбы* должно производиться точением, накаткой или винторезной гребенкой на токарном станке, так как при использовании винторезной плашки обрабатываемая деталь к ней приваривается. Скорость нарезания наружной резьбы резцами с твердым сплавом ВК8 при скорости  $v = 25\text{--}30$  м/мин.

*Развертывание* удовлетворительно выполняется твердосплавным инструментом, имеющим четыре канавки. Рекомендуют скорость развертки 40–70 об/мин и подачу 0,2–0,5 мм/об с применением охлаждающих масел с добавками серы.

*Протягивание* является, вероятно, наиболее трудной операцией обработки резанием. Для протяжного инструмента рекомендуется кобальтовая быстрорежущая сталь. Для получения наилучших результатов материал не должен иметь твердость свыше 37 единиц *HRC*, так как при более высокой твердости возможно заедание и повышенное сопротивление материала протягиванию. Рекомендуется обязательная шлифовка инструмента. Абсолютно необходимо жесткое крепление инструмента; протяжка должна производиться за один проход. Хорошими смазками являются масла сульфуризованные.

Существенное влияние на обрабатываемость резанием оказывает структура сплавов. Это влияние связано как с фазовым составом, так и формой, строением и распределением структурных составляющих. Считается, что с точки зрения обрабатываемости резанием наиболее благоприятными структурами являются:

- для  $\alpha$ -сплавов – мелкозернистая  $\alpha$ -структура, образовавшаяся в результате деформации не менее 50 % при температуре 950–900 °С без последующей термической обработки или с последующим отжигом при температуре около 750 °С, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе;

- для  $(\alpha+\beta)$ -сплавов – преобладающая мелкоиглочатого строения  $\alpha$ -фаза, возникшая после  $(\alpha+\beta)$ -деформации и последующей термической обработки типа нормализации – нагрев до 1000 °С, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе;
- для псевдо- $\beta$ -сплавов –  $\beta$ -структура горячекованных, термически необработанных полуфабрикатов относительно мелкозернистого строения.

*Разрезка* титана достаточно трудная операция, особенно в больших сечениях. При этом желательно применение автоматической подачи.

Разрезка удовлетворительно осуществляется различными механическими пилами, в том числе ленточными, при условии, что разрезаемая деталь обильно смазывается растворимыми маслами и охлаждается водой. Рекомендуются ножовочные полотна с крупным зубом, имеющие 2–3 зуба на 25 мм с автоматической гидравлической подачей 0,22–0,3 мм. Для ножовок с фрикционной подачей хорошие результаты дают полотна с 6 зубьями на 25 мм и подачей около 0,3–0,4 мм. В обоих случаях для удаления стружки и охлаждения необходима обильная смазка стандартным охлаждающим маслом.

Для разрезки можно также применять влажные абразивные круги. Деталь при разрезке должна вращаться, чтобы круг мог резать по направлению к центру и не требовалось резать кусок насквозь. Хорошие результаты так же дают вибрирующие круги.

Заготовки с большой площадью сечения могут легко резаться пламенем. Наиболее ровные резы получаются, когда операция производится с высокой скоростью и минимально возможным подогревом. Во избежание термических трещин на поверхности материал должен быть отожен.

*Шлифование.* По характеру износа кругов шлифование титана резко отличается от шлифования стали. При шлифовке стали основной износ кругов связан с разрушением связующего абразива. При шлифовании титана износ является результатом истирания, возможно, из-за взаимодействия абразива и титана. При уменьшении скорости круга и применении соответствующего

охлаждателя температура в контактной точке понижается и истирание уменьшается, а «коэффициент шлифования» – отношение количества снятого металла в  $\text{см}^3$  к износу круга в  $\text{см}^3$  – увеличивается. При абразивной очистке на ряде предприятий используют СОЖ состава: 5–10 %  $\text{K}_3\text{PO}_4$ , 0,3 %  $\text{CaCO}_3$ , остальное – вода. Расход абразивных кругов при зачистке титановых сплавов примерно в 2 раза больше, чем при обработке стали. При выборе абразивных кругов по твердости необходимо иметь в виду, что чем тверже обрабатываемый материал, тем мягче должен быть круг, так как работа с мягкими кругами более производительна, хотя и связана с повышенным их расходом. Зернистость круга выбирают в зависимости от допуска и требуемой шероховатости обрабатываемой поверхности – чем ниже шероховатость, тем больше №, характеризующий зернистость. Для шлифования титана используют круги из карбида кремния, реже из электрокорунда.

Недостатки абразивной обработки:

- возможность «затираания» неудаленных дефектов;
- трудность контроля толщины снятого слоя металла;
- поверхностный наклеп, снижающий пластичность металла;
- потеря снятого при шлифовании металла, мгновенно сгорающего;
- образование большого количества пыли;
- ослепительное свечение от сгорания частиц титана;
- образование прижогов.

Прижоги образуются из-за низкой теплопроводности титана и отрицательно сказываются на усталостных характеристиках сплава. Контролируют прижоги обычно методом травления, когда они выявляются в виде светлых нетравящихся участков, а иногда и сетки микротрещин. Образования прижогов можно избежать, соблюдая режимы шлифования.

В зависимости от системы легирования и прочности все сплавы титана по трудоемкости обработки резанием делятся на 5 групп – возрастание номера группы говорит об увеличении трудоемкости обработки (табл. 5.2).

## Классификация титановых сплавов по обрабатываемости резанием [2]

Группа обрабатываемости	Марки сплавов			
	Слитки	Кованые и катаные (крупносортовые) прутки	Среднесортные катаные прутки, диаметр в мм	
			30-100	20-80
I	BT1-00, BT1-0 ПТ-1М, ПТ-7М 2, 2В, Т40, 3.7034, 3.7035, <i>Grade</i> 1,2,11, 13,14,15,16,17, 18,	BT1-00, BT1-0 ПТ-1М, ПТ-7М Т40, <i>Grade</i> 1,2,11, 13,14,15,16,17, 18, 3.7034, 3.7035	BT1-00, BT1-0 ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4	BT1-00, BT1-0 <i>Grade</i> 1,2,11, 13,14,15,16,17, 18, 3.7034, 3.7035
II	BT14, ОТ4-0, ПТ-3В, ПТ-3М, 14,19, 40, АТ3, ЭТ2, ЭТ3, ЭТ5, <i>Grade</i> 9	ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4, ПТ-3М, ПТ- 3В, АТ3, 2В, 3В,3М, <i>Grade</i> 9	BT5, BT5-1, BT6 BT8, BT9, BT14, BT16, BT20, BT18, BT18У, ПТ-3В, ПТ-3М	ОТ4-0, ОТ4, ОТ4-1, <i>Grade</i> 9
III	BT5, BT5-1, BT6, BT16, ОТ4, 17,19, АТ6, ТС5, ЭТ7, 8-1-1, 3.7164, <i>Grade</i> 5,6.12, Ti-6-4, ТА4V, <i>Grade</i> 23,3,4	BT5, BT5-1, BT6, BT14, BT16, АТ6, ТС5, 8-1-1, 3.7164, <i>Grade</i> 5,6.12, Ti-6-4, ТА4V, <i>Grade</i> 23, 3, 4	BT3-1, 8-1-1, 3.7164, <i>Grade</i> 5,6.12, Ti-6-4, ТА4V, <i>Grade</i> 23, 3, 4	BT5, BT5-1, BT6, BT8, BT9, BT14, BT16, BT18, BT20, 8-1-1, 3.7164, <i>Grade</i> 5,6.12, Ti-6-4, ТА4V, <i>Grade</i> 23, 3, 4
IV	BT3-1, BT8, BT9, BT18, BT18У, BT20, BT23, BT25, BT25У, Ti-15-3-3-3, Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo, Ti-6Al-2Sn-4Zr-4Mo	BT3-1, BT8, BT9, BT18, BT18У, BT20, BT21, ЭТ7, Ti-15-3-3-3, Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo, Ti-6Al-2Sn-4Zr-4Mo	BT22, BT25, BT25У Ti-15-3-3-3, Ti-6Al-2Sn-4Zr- 2Mo, Ti-6Al- 2Sn-4Zr-4Mo	BT3-1, BT18У, Ti-15-3-3-3, Ti-6Al-2Sn-4Zr- 2Mo, Ti-6Al- 2Sn-4Zr-4Mo
V	BT22, ТС6 Ti-4Al-4Mo-2V, Ti-10-2-3, Ti-6-6-4	BT22, BT23, BT25, BT25У, ТС6, Ti-10-2-3 Ti-4Al-4Mo-2V, Ti-6-6-4	Ti-4Al-4Mo-2V, Ti-10-2-3, Ti-6-6-4	BT22, BT25, BT25У, Ti-4Al- 4Mo-2V, Ti-10-2-3, Ti-6-6-4

## 6. Прокаливаемость титановых сплавов

В общепринятом понимании под *прокаливаемостью* подразумевают глубину проникновения закаленной зоны, в которой скорость охлаждения позволяет зафиксировать метастабильный твердый раствор – мартенсит или высокотемпературную фазу. Для сталей снижение скорости незначительно ниже критической – верхней критической скорости закалки ( $V_{\text{в.к.3}}$ ), необходимой для закалки на мартенсит, обычно означает образование непрокаленной зоны с

продуктами распада – ферритом, перлитом, бейнитом – с резко отличными свойствами и структурой по сравнению с мартенситом, являющимся в сталях пересыщенным твердым раствором внедрения.

В отличие от сталей при закалке титановых сплавов могут образовываться не только упрочняющие фазы  $\omega$  и  $\alpha'$ , но и мягкие метастабильные –  $\alpha''$  и  $\beta_m$ , представляющие твердые растворы замещения, так что закаленный сплав может стать менее прочным, чем отожженный. Вследствие этого по мере удаления от поверхности в закаленных титановых сплавах нет четкой границы по структуре и свойствам между прокаленной зоной и непрокаленной, как в сталях, и количественная оценка прокаливаемости значительно сложнее. Поэтому о прокаливаемости титановых сплавов судят по свойствам после старения (отпуска). *В применении к титановым сплавам под прокаливаемостью понимают глубину проникновения зоны, в которой скорость охлаждения при закалке достаточна для фиксации метастабильных фаз, дающих при последующем старении (отпуске) заметный эффект упрочнения.* Вследствие этого введение понятия критической скорости охлаждения в понимании, принятом для сталей, в определении прокаливаемости титановых сплавов было бы неверным. Это ограничивало бы возможность проведения упрочняющей термообработки титановых сплавов, в которых при охлаждении допускается прохождение частичного распада метастабильных фаз, а сохранившаяся неравновесность достаточна для прохождения последующих процессов упрочнения. Для сплавов титана под *критической* следует понимать скорость, выше которой происходит упрочнение материала после старения (отпуска). Насколько велика величина нестабильности твердого раствора и достаточна ли она для получения требуемой прочности, следует рассматривать в каждом конкретном случае.

Ввиду того, что о прокаливаемости титанового сплава можно судить только, когда сплав находится в термоупрочненном состоянии, то эффект упрочнения от старения, как и прокаливаемость, будет определяться



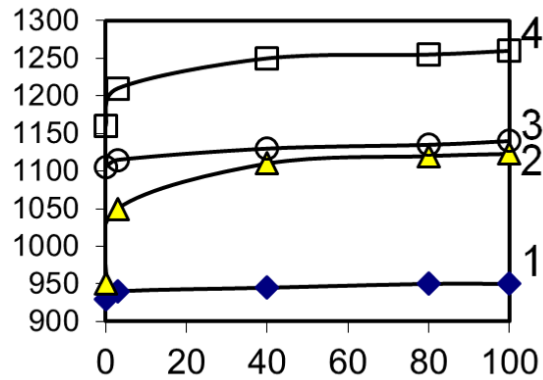
количеством метастабильных  $\alpha'$ -,  $\alpha''$ - и  $\beta$ -фаз, способных претерпевать распад при старении (отпуске) сплава. Увеличение количества  $\beta$ -стабилизаторов в сплаве повышает стабильность  $\beta$ -твердого раствора к процессам распада при охлаждении и, следовательно, его прокаливаемость. Увеличение прочности после старения с возрастанием содержания  $\beta$ -стабилизаторов проходит через максимум и снижается для сплавов с высокой концентрацией  $\beta$ -стабилизаторов, так как при высокой стабильности  $\beta$ -твердого раствора уменьшается склонность сплава к распаду при старении и соответственно эффект упрочнения.

По степени влияния различных легирующих компонентов на прокаливаемость наши исследователи расположили их в ряд, соответствующий уменьшению влияния этих компонентов на прокаливаемость Cr, Mn, Mo, V, Zr, Al. В расчетной формуле прокаливаемости, предложенной зарубежными авторами, все легирующие элементы имеют различные коэффициенты, величины которых зависят от влияния, оказываемого соответствующим компонентом на прокаливаемость:  $\lg \varepsilon = 0,576 + 0,25 (\% \text{ Fe} + \% \text{ Mn} + \% \text{ Mo}) + 0,19 (\% \text{ Cr}) + 0,16 (\% \text{ V}) + 0,03 (\% \text{ Zr})$ . Численная величина коэффициента указывает, что легирующие компоненты расположены в ряд по мере уменьшения их стабилизирующего действия на  $\beta$ -фазу. Только хрому отводится различная роль по его влиянию на прокаливаемость: либо его ставят на первое место, либо после железа, марганца и молибдена.

Таким образом, можно заключить, что прокаливаемость титанового сплава является суммарным эффектом, определяемым, с одной стороны, фиксированием метастабильных фаз на большой глубине (что возможно при высокой стабильности  $\beta$ -фазы к распаду) и, с другой стороны, способностью этих фаз распадаться с повышением прочности при последующем старении.

В общем виде указанные зависимости иллюстрируются на рис. 6.1.

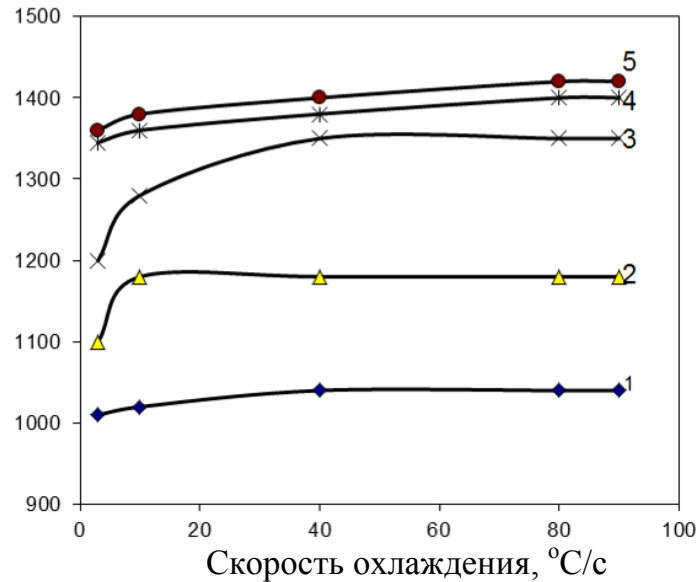
$\sigma_B$ , МПа



Скорость охлаждения, °C/c

*a*

$\sigma_B$ , МПа



Скорость охлаждения, °C/c

*б*

Рис. 6.1. Склонность различных типов сплавов к упрочнению после охлаждения с различными скоростями из  $(\alpha+\beta)$ -области и старения при температурах 450–500 (*a*) и 550–620 °C (*б*). 1 – ВТ6; 2 – ВТ14; 3 – ВТ3-1; 4 – ВТ22; 5 – ВТ15 [4]

Не останавливаясь подробно на характеристике структуры и фазового состава этих сплавов после закалки, видно, что прочность после старения уменьшается при снижении скорости охлаждения вследствие повышения устойчивости  $\beta$ -твердого раствора в закаленном состоянии и уменьшении количества  $\beta$ -фазы. В то же время на сплавах с повышением содержания  $\beta$ -стабилизаторов при равных скоростях охлаждения сохраняется большая

способность к упрочнению после старения. Например, при  $\nu = 3 \text{ }^{\circ}\text{C} / \text{с}$  сплавы располагаются в следующем порядке по мере нарастания прочности после старения: ВТ6 (0,28), ВТ14 (0,35), ВТ3-1 (0,6), ВТ22 (1,1), ВТ15 (2,2) – в скобках коэффициент  $\beta$ -стабилизации ( $K_{\beta}$ ).

Высказанные соображения подтверждаются экспериментальными данными по определению пределов прочности и твердости на различной глубине закаленных и состаренных массивных образцов некоторых титановых сплавов. На рис. 6.2 представлены наиболее типичные кривые изменения предела прочности титановых сплавов в состаренном состоянии на различном расстоянии от поверхности.

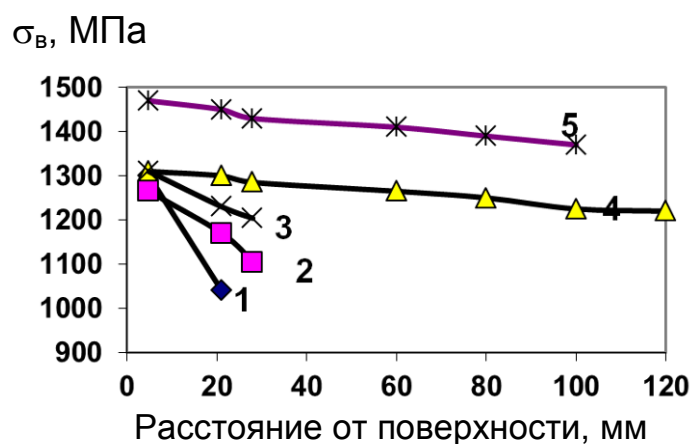


Рис. 6.2. Кривые изменения предела прочности титановых сплавов в состаренном состоянии на различном расстоянии от поверхности: 1 – ВТ6; 2 – ВТ14; 3 – ВТ3-1; 4 – ВТ22; 5 – ВТ15 [4]

*Основные методы определения характеристик прокаливаемости в сплавах титана.* В качестве основных характеристик прокаливаемости в титановых сплавах используются понятия:

- *критический диаметр ( $d_{кр}$ )* – это наибольший диаметр, при котором цилиндр прокаливается насквозь;
- *расстояние от поверхности до области, в которой происходит 50%-ное снижение эффекта упрочнения* в результате закалки и старения (отпуска) по сравнению со свойствами в отожженном (закаленном) состоянии. В таком случае *критический диаметр ( $d_{50}$ )* соответствует размерам цилиндра,

в котором эффект упрочнения от закалки и старения в центре цилиндра составляет 50 % от упрочнения на поверхности.

### *Метод определения критического диаметра*

Основан на сопоставлении распределения свойств в сечении закаленных и состаренных цилиндров разного диаметра. Когда диаметр достаточно велик, цилиндр не прокаливается насквозь и прочностные характеристики при старении (отпуске) снижаются от поверхности к центру. При уменьшении диаметра цилиндра размер непрокаленной зоны уменьшается и при определенном *критическом диаметре* свойства по всему сечению цилиндра будут почти постоянны. Сплавы BT6, BT8, BT9 прокаливаются насквозь при критическом диаметре 25–30 мм, BT3-1, BT14 – 40–45 мм, BT16 – при 60 мм, BT22 при 100 мм и BT15 при сечении >100 мм.

### *Расчетный метод по тангенсу угла наклона полосы прокаливаемости*

Используется для определения зоны *50%-ного снижения эффекта упрочнения* и основан на том, что с увеличением расстояния от поверхности предел прочности у всех титановых сплавов снижается, однако темп его снижения различен для каждого сплава и может быть охарактеризован тангенсом угла наклона этой кривой к оси абсцисс. Построение аналогичных кривых для большинства титановых сплавов, как по значениям твердости (рис. 6.3), так и по пределу прочности (рис. 6.4) показало, что тангенс угла наклона для каждого сплава является величиной постоянной и мало зависит от режима закалки и старения, вида деформации или степени измельчения структуры при получении полуфабрикатов. Перечисленные факторы могут резко изменять предел прочности полуфабриката, однако темп снижения прочности для каждого сплава остается величиной постоянной. Эксперименты показали, что на изменение угла наклона кривой к оси абсцисс может влиять только достаточно заметное изменение химического состава сплава, а процессы, происходящие при распаде метастабильных фаз, оказывают

незначительное влияние на величину угла наклона, но определяют уровень прочности сплавов, образуя так называемую «полосу прокаливаемости» для каждого сплава (рис. 6.3, 6.4).

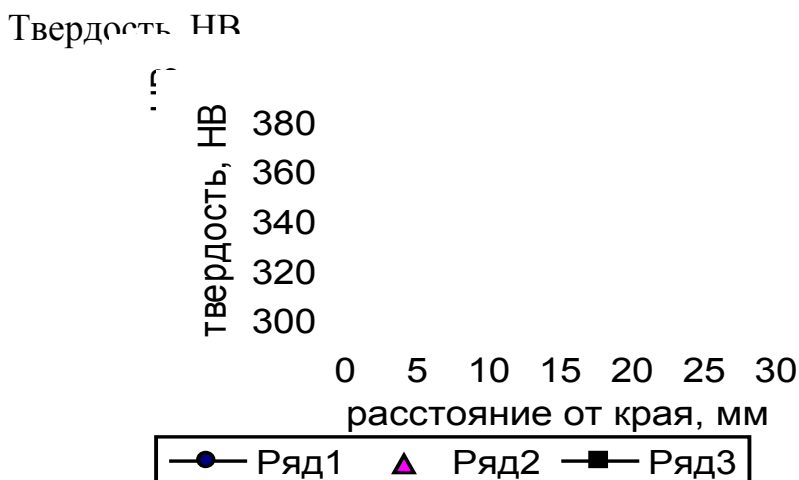


Рис. 6.3. Зависимость твердости кованого прутка сплава ВТ6 после различных режимов термообработки от расстояния края: 1 – 930 + 540 °С, 4 ч; 2 – 930 + 550 °С, 4 ч; 3 – 1060 + 450 °С, 4 ч [4]

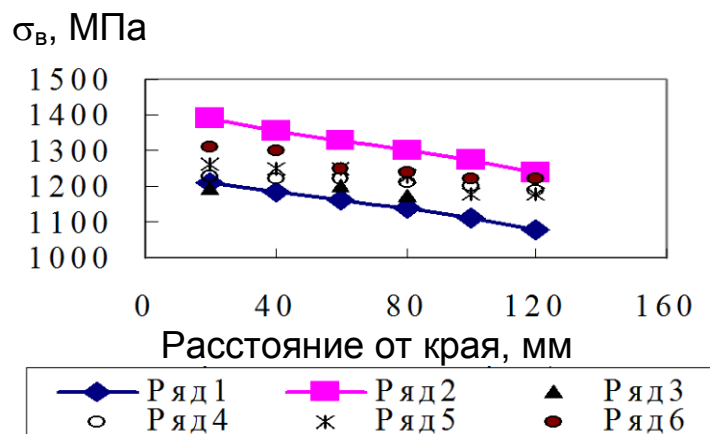


Рис. 6.4. Зависимость предела прочности прутков диаметром 170 (1, 2, 3,) и 250 (4, 5, 6) мм сплава ВТ22 от расстояния от края после различных режимов термообработки: 1 – 450 °С, 10 ч; 2 – 500 °С, 10 ч; 3 – 550 °С, 5 ч; 4 – 450 °С, 25 ч; 5 – 500 °С, 10 ч; 6 – 500 °С, 25 ч. Предварительный отжиг при 750 °С, 1 ч, охлаждение в воде [4]

*Полоса прокаливаемости* показывает, что в зависимости от режима термообработки или от величины сечения и степени проработки структуры уровень прочности по сечению для выбранного сплава будет изменяться в указанных пределах, однако уменьшение этой прочности от поверхности к

центру будет проходить с определенной, только этому сплаву присущей скоростью, на которую перечисленные выше факторы оказывают незначительное влияние. Ниже приведены результаты замера тангенса угла наклона, характеризующего отношение снижения предела прочности к сечению, на котором оно происходит (табл. 6.1).

Таблица 6.1

Тангенс угла и величина угла наклона, характеризующего полосу прокаливаемости для различных сплавов титана [4]

Сплав	$\operatorname{tg} \alpha$	$\alpha^\circ$	Сплав	$\operatorname{tg} \alpha$	$\alpha^\circ$
BT14	1,4 (0,95–1,7)	54 (43–60)	BT22	0,15	8
BT6	0,95 (0,8–1,05)	42 (38–46)	BT15	0,09 (0,08–0,1)	6 (5–8)
Ti-6Al-4V	1,0	45	B-120VCA	0,11 (0,08–0,15)	6 (5–8)
BT3-1	0,7 (0,6–1,0)	35 (32–45)	Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al	0,08	5
			Ti-10V-2Fe-3Al	0,1	6

Примечание. Приведены средние значения  $\alpha$  и  $\operatorname{tg} \alpha$ , в скобках указан разброс значений.

Из приведенных данных следует, что максимальная прокаливаемость наблюдается у сплавов, имеющих большее количество  $\beta$ -стабилизаторов и закаливающих на  $\beta$ -фазу (BT15, B120VCA, BT 22 и у них  $\operatorname{tg} \alpha < 0,20$ ).

Зная величину тангенса угла наклона, характерную для сплава, и временное сопротивление на поверхности  $\sigma_b$ , можно достаточно достоверно определить по сечению крупногабаритных полуфабрикатов прочностные характеристики для трех случаев:

1. На какой глубине  $L$  будет обеспечено временное сопротивление  $\sigma_b'$ .
2. Какое временное сопротивление ( $\sigma_b''$ ) получится на расстоянии  $L$  от поверхности.

3. На каком расстоянии от поверхности происходит 50%-ное падение эффекта упрочнения. Если принять 50%-ное падение прироста временного сопротивления по сравнению с отожженным (закаленным) состоянием за  $\Delta\sigma_{\beta 50}$ , то определение данного расстояния сведется к определению прокаливаемости сплава – критического диаметра  $d_{50}$ .

При этом нужно воспользоваться следующей формулой:

$$\Delta\sigma = L / \operatorname{tg} \alpha,$$

где  $\Delta\sigma$  – снижение временного сопротивления (в МПа) на расстоянии  $L$  (в мм) от поверхности сплава.

Тогда для первого случая  $L = (\sigma_{\beta} - \sigma_{\beta}') \operatorname{tg} \alpha$ , для второго –  $\sigma_{\beta}'' = \sigma_{\beta} (L / \operatorname{tg} \alpha)$ , для третьего –  $d_{50} = \Delta\sigma_{\beta 50} \operatorname{tg} \alpha$ .

Уровень пластичности будет зависеть от степени проработки структуры при деформации по всему сечению.

*Метод закалки цилиндра* используется для экспериментального определения прокаливаемости термически упрочняемых титановых сплавов.

Для исследований образцы цилиндрической формы из титановых сплавов нагревают до температуры закалки и охлаждают в воде, температура которой 20 °С. Для определения способности сплава к образованию фаз, упрочняемых при отпуске (старении), измеряют твердость на разных расстояниях от поверхности закаленного цилиндра. Затем проводят отпуск (старение) и вторично измеряют твердость на разных расстояниях от поверхности цилиндра.

Способность образца к образованию мартенситных фаз определяют по фазовому составу на разных расстояниях от поверхности образца.

При испытании прокаливаемости ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов определяют две характеристики:  $d_{50}$  (или  $d_y$ ), характеризующий упрочнение сплава при отпуске (старении); и  $d_m$ , который характеризует глубину слоя закаленного цилиндра, в структуре которого образуются мартенситные фазы ( $\alpha'$ ,  $\alpha''$ ), без остаточной  $\beta$ -фазы. Определяют по фазовому составу на разных расстояниях от поверхности образца. Диаметр  $d_{50}$  ( $d_y$ ) находят по кривой, построенной в

координатах твердость (по оси ординат) – расстояние (по оси абсцисс) до и после отпуска (рис. 6.5).

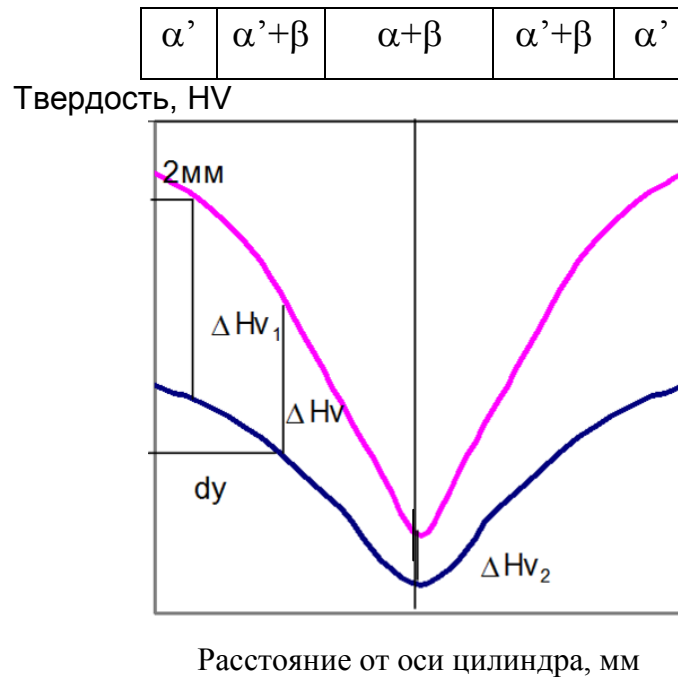


Рис. 6.5. Схема построения кривых для определения прокаливаемости: нижняя кривая характеризует твердость после закалки, верхняя – после закалки и старения (отпуска)

Упрочнение при отпуске (старении) в каждой точке образца определяется разностью между твердостью образца до и после его отпуска:

$$\Delta H_V = H_{V \text{ упр}} - H_{V \text{ зак}},$$

где  $H_{V \text{ зак}}$  – твердость сплава после закалки;

$H_{V \text{ упр}}$  – твердость упрочненного сплава после старения (отпуска).

За критический диаметр  $d_{50}$  принимается расстояние  $L$  (в мм) от поверхности образца до точки, в которой разность твердости между образцом после отпуска и закаленным образцом определяют по формуле:

$$\Delta H_V = (\Delta H_{V1} + \Delta H_{V2}) / 2,$$

где  $\Delta H_{V1} = H_{V1 \text{ упр}} - H_{V1 \text{ зак}}$  – упрочнение при старении (отпуске) на расстоянии 2 мм от поверхности цилиндра ( $H_{V1 \text{ упр}}$  – твердость на расстоянии 2 мм от поверхности образца после старения (отпуска);  $H_{V1 \text{ зак}}$  – твердость на расстоянии 2 мм от поверхности закаленного образца;



$\Delta H_{1/2} = H_{1/2 \text{ упр}} - H_{1/2 \text{ зак}}$  – упрочнение сплава на оси цилиндра, ( $\Delta H_{1/2 \text{ упр}}$  – твердость на оси образца после отпуска;  $\Delta H_{1/2 \text{ зак}}$  – твердость на оси закаленного слоя).

*Контрольные вопросы для самопроверки по эксплуатационным свойствам титановых сплавов:*

1. Перечислите основные технологические свойства, играющие важную роль при производстве титановых сплавов.
2. Какие основные факторы влияют на технологические свойства титана и его сплавов?
3. Перечислите основные литейные свойства титана и его сплавов.
4. Как влияет легирование на характеристики жидкотекучести титана.
5. Влияние легирующих элементов на линейную усадку титана.
6. Перечислите основные дефекты отливок титана и пути их устранения.
7. Виды термической обработки, используемые для титановых отливок.
8. Что такое ТЦО и как эта обработка влияет на структуру отливок титана?
9. Каким образом определяют сопротивление пластической деформации титана и его сплавов?
10. Что такое технологическая пластичность?
11. Как влияет температура и степень деформации на зеренную структура титана и его сплавов?
12. Какие основные особенности холодной деформации титановых сплавов?
13. Какие характерные зоны формируются при сварке титана и его сплавов?
14. Перечислите меры борьбы с холодными трещинами при сварке титана.
15. Каковы отличительные особенности фазовых превращений при сварке сплавов титана различных классов?
16. Основные виды термической обработки, используемой для титановых сплавов?

17. Характерные особенности, затрудняющие процессы резания титановых сплавов.
18. Основные рекомендации для проведения различных видов механической обработки титановых сплавов.
19. Влияние структуры на процессы механической обработки?
20. Понятие прокаливаемости применительно к титановым сплавам.
21. Влияние легирования на характеристики прокаливаемости титановых сплавов.
22. Основные методы определения характеристик прокаливаемости в сплавах титана.
23. Что показывает полоса прокаливаемости?

## Часть 2. Эксплуатационные свойства титановых сплавов

### 7. Хладостойкость титановых сплавов

*Хладостойкость* – это свойство материала сохранять достаточную ударную вязкость при низких (криогенных) температурах от 0 до  $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$  (4 К). Воздействию низких температур подвержены машины, механизмы, конструкции в северных районах России, охлаждаемые до температур климатического холода ( $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ); обшивка самолетов, детали ракет и космических аппаратов, охлаждаемые от  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  до температуры жидкого кислорода ( $-183\text{ }^{\circ}\text{C}$ ); специальное оборудование физики низких температур, детали, узлы и трубопроводы холодильной и криогенной техники, которые используются для получения, хранения и транспортировки сжиженных газов, охлаждаемых вплоть до температур жидкого гелия ( $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

*Критерии хладостойкости материалов.* Понижение температуры эксплуатации сопровождается увеличением статической и циклической прочности, снижением пластичности и вязкости, повышением склонности к хрупкому разрушению. Важнейшее требование, определяющее пригодность материала для низкотемпературной работы, – отсутствие *хладноломкости*, то есть катастрофического снижения ударной вязкости.

Хладноломкость характерна для железа, стали, металлов и сплавов, преимущественно имеющих ОЦК- и ГПУ-решетки. Для надежной работы материала при низких температурах необходимо обеспечить температурный запас ударной вязкости. Это достигается тогда, когда порог хладноломкости материала расположен ниже температуры его эксплуатации. Склонность материала к хрупкому разрушению наблюдаемая при хладноломкости, во многом зависит от наличия концентраторов напряжений, скорости нагружения, размеров детали.

Металлы и сплавы с ГЦК-решеткой (аустенитная сталь, алюминий и его сплавы, медь, никелевые сплавы), а так же титановые сплавы с ГПУ - решеткой не имеют порога хладноломкости – при охлаждении ударная вязкость у них снижается монотонно без перегибов. Хладостойкость таких материалов оценивается температурой, при которой ударная вязкость составляет менее  $0,3 \text{ МДж} / \text{м}^2 (t_{kcu=0,3})$ .

Кроме критериев хладостойкости ( $t_{50}$  и  $t_{kcu=0,3}$ ), основанием для выбора материала служат так же показатели прочности ( $\sigma_b, \sigma_{0,2}$ ), физические и технологические свойства, совместимость с окружающей средой, стоимость материала. Важным критерием хладостойкости является вязкость разрушения  $K_{Ic}$  в условиях плоской деформации.

Из физических свойств материала наиболее важны тепловое расширение, теплопроводность, теплоемкость (см. табл.1.1)

Чем меньше тепловое расширение материала, тем ниже термические напряжения в деталях и конструкциях при термоциклировании, которое часто наблюдается в конструкциях работающих в области криогенных температур. От теплоемкости и теплопроводности зависит быстрота захолаживания материала. При особо низких температурах, начиная от жидкого азота ( $-196^\circ\text{C}$ ), теплопроводность и теплоемкость уменьшаются более чем в 10 раз. Изменение этих свойств неодинаково влияет на быстроту захолаживания материалов. Чем меньше теплоемкость и больше теплопроводность, тем легче захолаживается криогенное оборудование и быстрее выходит на рабочий режим.

Наиболее важные технологические свойства – свариваемость и пластичность. Сварку широко применяют при производстве конструкций и герметичной криогенной техники. Пластичность необходима для изготовления тонких листов и тонкостенных элементов, менее склонных к хрупкому разрушению, чем массивные детали.

Совместимость с окружающей средой определяется взаимодействием с кислородом и водородом – наиболее распространенными средами в криогенной

технике. В контакте с кислородом возможно воспламенение материалов (титана, алюминия и их сплавов). Водород растворяется во многих металлах и вызывает охрупчивание сталей с ОЦК - решеткой и сплавов на основе титана.

Хладостойкие материалы подразделяют на следующие основные группы: низкоуглеродистые стали с ОЦК- и ГЦК-структурой, алюминий и его сплавы (АМц, АМг, АМг5 и др.), титан и его сплавы, медь и ее сплавы, некоторые пластмассы (фторопласт-4, полиамиды, пористые полистирол, полиуретан). Температурные интервалы применения конструкционных материалов за исключением сплавов титана приведены в табл. 7.1.

Таблица 7.1

Температурные интервалы применения конструкционных материалов [6]

Материал	Граничная температура надежной работы материала, °С	
	Без дополнительной обработки	После улучшения хладостойкости
Сталь углеродистая обыкновенного качества	–20	–50
Сталь качественная	–30	–60
Сталь низколегированная тип 09Г2С	–40	–60
Сталь никелевая 0Н6	–100	–150
Сталь никелевая 0Н9	–150	–196
Сталь мартенситно-старееющая 03Х9К14Н6М3Т	–196	–253
Сталь аустенитная 03Х13АГ19	–130	–196
Сталь аустенитная 12Х18Н10Т	–253	–269
Инвар 36Н	–269	–269
Сплавы алюминия АД1, АМц	–269	–269
АМг1, АМг5	–253	–269
Д16	–196	–253
типа В95	–196	–253
Медь марок М1, М2р, М3р	–269	–269
Бронза БрАЖН10-4-4	–196	–253
Бронза БрБ2	–269	–269
Латуни Л63, ЛЖМц59-1-1	–253	–269

*Механические свойства титановых сплавов при криогенных температурах.* Титан и его сплавы достаточно широко применяют в криогенной технике, поскольку они сравнительно мало склонны к хладноломкости и не охрупчиваются при температурах от –196 до –269 °С.

К тому же при криогенных температурах они имеют более высокую удельную прочность по сравнению с другими материалами (рис. 7.1).

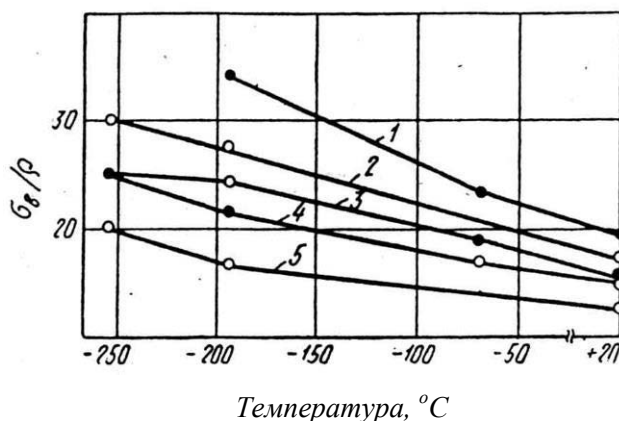


Рис. 7.1. Удельная прочность различных материалов при низких температурах: 1 – VT6C, VT14; 2 – VT5-1; 3 – CH2A; 4 – Д16; 5 – X18Н9Т [5]

В связи с этим титановые сплавы все чаще применяют для изготовления узлов и деталей, работающих при криогенных температурах в самолетах, ракетах и в космической технике.

В табл. 7.2–7.3 приведены механические свойства титановых сплавов при криогенных температурах.

Как и для других металлических материалов, с понижением температуры прочностные свойства титановых сплавов увеличиваются (предел прочности возрастает в 1,4–1,5 раза при  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  и в 1,8–2 раза при  $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$  по сравнению с прочностью при комнатной температуре), а пластические уменьшаются. В соответствии с общими закономерностями низкотемпературное повышение уровня прочности и снижение пластичности наиболее сильно выражено для псевдо- $\beta$ -сплавов, в меньшей степени – в  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавах, а  $(\alpha+\beta)$ -сплавы занимают промежуточное положение. Хотя  $\beta$ -сплавы обладают достаточно высокой пластичностью при комнатной температуре, их пластические характеристики резко уменьшаются при понижении температуры ниже « $-75$ » – « $-80$ »  $^{\circ}\text{C}$  и наступает хрупкое разрушение, что характерно для металлов с ОЦК-решеткой.

Температуру перехода металла из вязкого состояния в хрупкое –

температуру хладноломкости – определяют условно по снижению характеристик пластичности вдвое на температурных их зависимостях. При этом вязкий излом сменяется сначала смешанным, а затем хрупким. В связи с этим температуру хладноломкости связывают с изломом, который содержит равные доли вязкого и хрупкого разрушения.

Чувствительность к надрезу при криогенных температурах у  $\alpha$ -сплавов значительно меньше, чем у  $(\alpha+\beta)$ -сплавов.

Таблица 7.2

Прочностные и пластические свойства в сплавах титана при низких температурах\* [5]

Сплав	$\sigma_b$ , МПа				$\delta$ , %			
	20 °C	–196 °C	–253 °C	–269 °C	20 °C	–196 °C	–253 °C	–269 °C
AT2	790	1180	1450	–	20,5	25,2	13,2	–
AT2-2	640	1000	1280	1220	25	31	22	26
AT2-3	830	1300	1550	1400	23	19	20	21
AT2-4	550	1050	1370	1300	25	35	30	25
BT5Л	850	1360	1520	–	6	2,5	2,5	–
BT5-1	878	1425	1615	1710	17,3	13,6	9,6	9,3
OT4-1	660	1080	1390	–	22,6	19,4	17,5	–
OT4	860	1330	1560	–	19,7	21,5	5,8	–
BT6C	920	1530	1750	–	20	25	5	–
BT6	1080	1640	1820	–	15,5	17,8	3,5	–
BT3-1	1040	1620	2060	2020	15	7,5	7,5	3
BT14	925	1440	1620	–	12,5	4,0	1,0	–

\* Испытания проводили на гладких образцах в отожженном состоянии. Сплавы сери AT были отожжены при 600 °C в течение 1 ч.

Таблица 7.3

Механические свойства титановых сплавов при низких температурах [6]

Сплав	$T_{исп}, ^\circ C$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta_5, \%$	$KCU, \text{МДж / м}^2$	$KCT, \text{МДж / м}^2$
Иодидный титан, отжиг $700^\circ C$ , вакуум, 1ч	+ 20	255	140	71,0	—	—
	–196	690	240	73,0	—	—
	–253	950	265	67,0	—	—
	–269	860	280	49,0	—	—
Титан технической чистоты, отжиг $700^\circ C$ , вакуум, 1ч	+ 20	460	390	23,0	—	—
	–196	920	670	35,0	—	—
	–253	1260	840	37,0	—	—
	–269	1150	830	30,0	—	—
BT1, прутки, отжиг $680^\circ C$ , вакуум, 15 мин	+ 20	560	440	20,0	—	—
	–196	960	680	30,0	—	—
	–253	1180	740	18,0	—	—
	–269	1210	810	19,0	—	—
OT4, отжиг $650^\circ C$ , 1ч	+ 20	843	804	19,7	1,2	0,9
	–70	960	911	17,8	0,72	—
	–196	1303	1205	21,5	0,39	—
	–253	1529	1460	5,8	0,39	0,33
BT5-1, отжиг $800^\circ C$ , 1ч	+ 20	823	764	20,5	1,3	1,28
	–70	960	872	18,0	1,19	—
	–196	1323	1245	18,7	0,46	0,23
	–253	1607	1539	2,4	0,4	0,11
ПТЗВ, отжиг $750^\circ C$ , 1ч	+ 20	831	739	10,0	—	—
	–196	1286	1162	13,2	—	—
	–269	1520	1317	12,9	—	—
BT6с, отжиг $750^\circ C$ , 1ч	+ 20	911	902	18,5	1,0	0,89
	–70	1088	1078	13,7	0,81	—
	–196	1470	1460	24,0	0,44	0,11
	–253	1705	1695	3,3	0,46	0,055
BT6, отжиг $750^\circ C$ , 1ч	+ 20	1058	1039	15,5	0,56	0,31
	–70	1215	1196	12,5	0,50	—
	–196	1607	1539	17,8	0,39	0,064
	–253	1784	1666	3,5	0,40	0,038
AT2-2, отжиг $600^\circ C$ , 1ч	+ 20	774	706	20,5	1,46	1,25
	–70	882	804	18,5	1,49	—
	–196	1156	1068	25,2	1,1	0,55
	–253	1421	1239	13,2	0,92	0,27
BT14, отжиг $750^\circ C$ , 1ч	+ 20	907	903	12,5	1,12	—
	–196	1411	1411	4,0	0,84	—
	–253	1588	1588	1,0	0,83	—



Примеси внедрения (кислород, азот, углерод) сильно повышают склонность всех титановых сплавов к хладноломкости. Поэтому при криогенных температурах нужно стремиться к возможно меньшему содержанию в сплавах примесей внедрения. Эффекты охрупчивания, обусловленные примесями внедрения (кислородом), наглядно иллюстрирует рис. 7.2. Из него видно, что содержание кислорода при применении сплавов ВТ5-1 и ВТ6 при криогенных температурах не должно превышать 0,12 %.

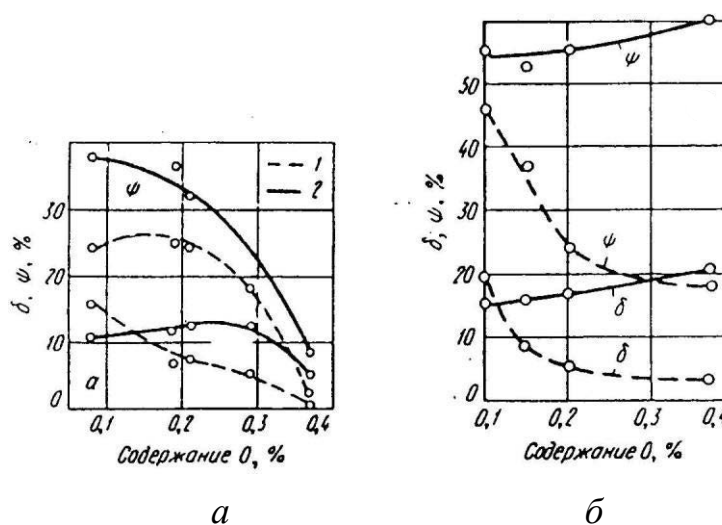


Рис.7.2. Влияние содержания кислорода на поперечное сужение и удлинение сплавов ВТ5-1 (а) и ВТ6 (б) при  $-196$  (1) и  $20$  °C (2) [5]

Описанные выше результаты и другие аналогичные данные привели к необходимости разработки модификаций промышленных отечественных (ВТ6кт, ВТ5-1кт, ПТЗВкт) и зарубежных сплавов (Ti-5Al-2,5Sn *ELI*, Ti-6Al-4V *ELI*) с пониженным содержанием примесей внедрения. Титановые сплавы этих марок содержат кислорода до 0,12 %. В этих сплавах предусматривается также пониженное содержание железа и других  $\beta$ -стабилизаторов. Хотя железо не является элементом внедрения, оно охрупчивает титановые сплавы при криогенных температурах.

Большую роль для характеристик хладноломкости играют вид и размеры полуфабриката, о чем наглядно свидетельствуют данные по влиянию

температуры на механические свойства различных полуфабрикатов сплава ВТ6ч состава, близкого к ВТ6кт (рис.7.3).

Поперечное сужение прутка и 90 мм плиты значительно уменьшаются при температурах ниже 77 и 196 К соответственно. Относительное удлинение листовых полуфабрикатов остается достаточно высоким в интервале температур 293–77 К и резко снижается лишь при 20 К. Относительное удлинение прутка плавно уменьшается с понижением температуры. Пластические свойства плиты толщиной 18 мм хотя и снижаются уже при температуре 196 К, но остаются на допустимом уровне вплоть до 4 К.

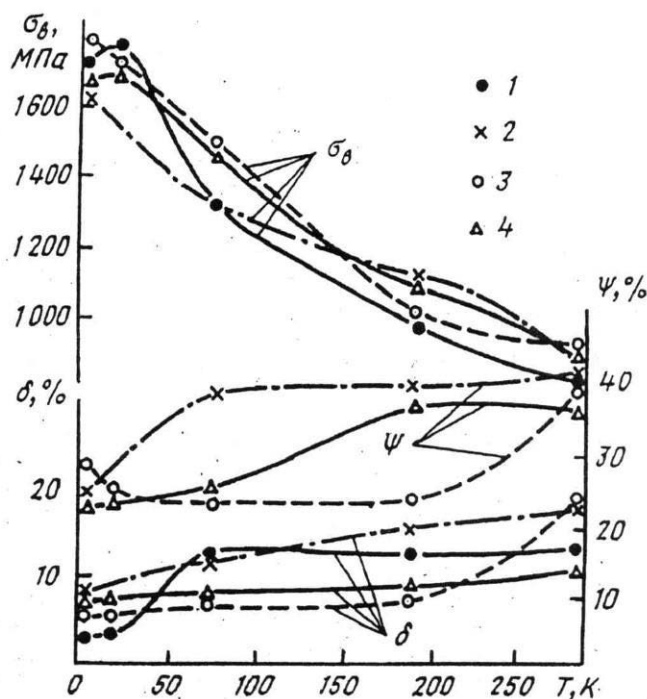


Рис. 7.3. Влияние температуры на механические свойства различных полуфабрикатов из сплава ВТ6ч: 1 – лист толщиной 2 мм; 2 – пруток диаметром 22 мм; 3,4 – плиты толщиной 18 и 90 мм соответственно [6]

Важное значение имеет и характер микроструктуры. Пластические свойства прутков сплава ВТ6ч с глобулярной мелкозернистой структурой, полученной отжигом при 880 °С, 1 ч, существенно выше при всех температурах испытаний, по сравнению со свойствами прутков с крупнозернистой пластинчатой структурой, полученной при отжиге 1050 °С, 1ч. (рис. 7.4).

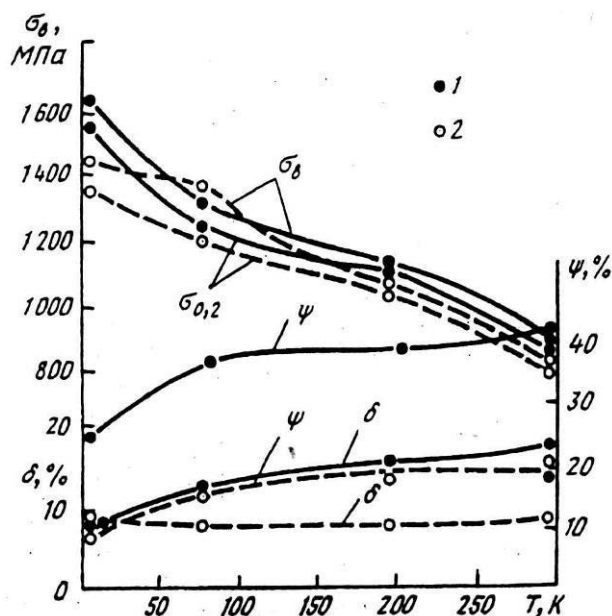


Рис. 7.4. Влияние температуры на механические свойства прутка из сплава ВТ6ч с глобулярной (1) и пластинчатой (2) структурой [6]

По имеющимся данным сплавы ВТ6ч, ВТ16, ВТ22 с нерекристаллизованной структурой обладают лучшим комплексом свойств в интервале  $-196 - +200$  °С по сравнению со свойствами в рекристаллизованном состоянии. Например, при  $-196$  °С в сплаве ВТ22 с нерекристаллизованной структурой поперечное сужение составляет 13 % при  $\sigma_b = 1800$  МПа, а в рекристаллизованном – не превышает 1 %.

Пластичность и прочность титановых сплавов при криогенных температурах можно существенно повысить, применяя гранульную технологию (табл. 7.4). Следует отметить, что гранулированные материалы типа сплава ВТ5-1кТ при температуре  $-253$  °С имеют несколько меньшее сопротивление малоциклового усталости и существенно больший предел выносливости на базе  $10^7$  циклов по сравнению с образцами, полученными из слитка (табл. 7.5). Последнее обусловлено формированием при гранульной технологии однородной мелкозернистой структуры, а так же изотропностью свойств по всему объему заготовки.

Исходя из рассмотренных выше свойств различных титановых сплавов, в настоящее время для изготовления деталей и изделий криогенной техники

применяют следующие сплавы. Для работы при температуре до  $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$  –  $\alpha$ -сплав ВТ5-1КТ и псевдо- $\alpha$ -сплавы – ПТЗВКТ, и типа АТ, ОТ. Они пластичны, легко свариваются и после сварки не требуют дополнительной термической обработки.

Таблица 7.4

Сравнение механических свойств при криогенных температурах сплавов, изготовленных из слитка и по гранульной технологии [6]

Сплав	Технология изготовления	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCU$ , МДж/м <sup>2</sup>
Температура испытаний $20\text{ }^{\circ}\text{C}$						
ПТЗВКТ	Слиток	680–780	590–700	22–24	40	0,9–1,0
ПТЗВМКТ	Гранулы	700	660	17	50	1,0
ПТЗВМ	Гранулы	730–750	710–720	15–16	43–47	0,7–0,8
ВТ5-1КТ	Слиток	780–820	670–730	10–14	22–35	0,4–0,6
ВТ5-1КТ	Гранулы	800–850	750–800	14–20	25–35	0,4–0,8
ВТ6с	Гранулы	900–940	850–900	13–16	35–40	0,6–0,7
ВТ6с	Слиток	790–930	690–835	10–20	30–50	0,5–1,0
Температура испытаний $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$						
ПТЗВКТ	Слиток	1370	1245	11	25	0,5
ПТЗВМКТ	Гранулы	1500	1400	17	35	0,25
ПТЗВМ	Гранулы	1500– 1530	1400– 1430	19–20	25–35	0,18–0,2
ВТ5-1КТ	Слиток	1350– 1520	1240– 1410	8–10	20–25	0,1–0,2
ВТ5-1КТ	Гранулы	1500– 1600	1300– 1400	10–15	20–25	0,12– 0,14
ВТ6с	Гранулы	1600– 1650	1450– 1480	10–20	25–35	0,15– 0,18

Таблица 7.5

Сопротивление усталости и вязкость разрушения гранулированных титановых сплавов при температурах 20 °С (числитель) и –253 °С (знаменатель) [6]

Сплав	Технология изготовления	Малоцикловая усталость, $N = 10^2$ циклов, МПа		Высокоцикловая усталость, $N = 10^2$ циклов, МПа		$K_{1c}$ , МПа*м <sup>1/2</sup>
		МЦУ (без надреза)	МЦУ (с надрезом)	$\sigma_{-1}^*$ (без надреза)	$\sigma_{-1}^{H**}$ (с надрезом)	
BT5-1кт	Слиток	735 / 1320	780 / 880	– / 245	– / –	– / 63–82
BT5-1кт	Гранулы	745 / 1350	735 / 830	300 / 425	200 / 400	– / 68
BT6с	Гранулы	900 / 1500	– / 900	540 / 685	– / –	104 / 61

\* Радиус надреза 0,15 мм, \*\* радиус надреза 0,75 мм.

При температурах до - 196 °С применяют ( $\alpha+\beta$ )-сплавы BT6Скт, BT14. Возможно также применение сплава BT22 (при нерекристаллизованной структуре). Эти сплавы более прочные, чем  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ , но свариваются хуже, и для сварных соединений необходим отжиг.

Представляет также интерес новый криогенный псевдо- $\alpha$ -сплав Ti-5Al-9Zr-1V-0,5Mo с уровнем свойств –  $\sigma_b = 835\text{--}880$  МПа и  $\delta = 10\text{--}16\%$  – при комнатной температуре, сохраняющий достаточную пластичность при температуре жидкого водорода –253 °С. Этот сплав отличается высокой технологичностью, более высокой прочностью и пластичностью по сравнению с широко применяемым в настоящее время сплавом BT5-1кт.

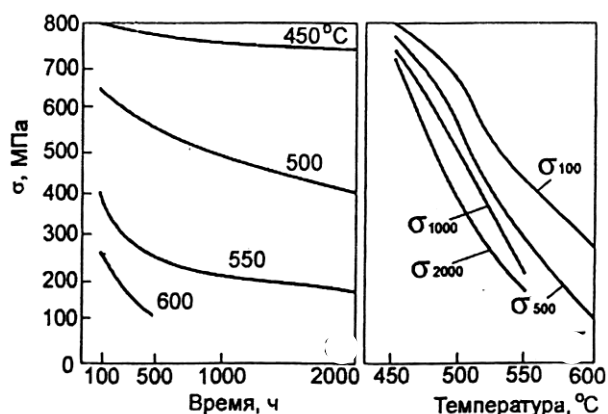
Для изготовления деталей и конструкций криогенной техники, например сосудов под давлением, содержащих криогенные жидкости, предпочтительно использование сплавов, полученных по гранульной технологии, которая обеспечивает формирование однородной мелкозернистой структуры по всему объему металла.

## 8. Жаропрочность титановых сплавов

*Жаропрочность* – это способность металлов и сплавов работать под напряжением в условиях повышенных температур без заметной остаточной деформации и разрушения.

Длительная прочность и ползучесть – основные характеристики жаропрочности. Предел длительной прочности характеризует условное напряжение, под действием которого материал при заданной температуре разрушается через определенный промежуток времени. Предел ползучести – это условное растягивающее напряжение, при котором скорость или деформация ползучести за определенное время достигают заданной величины.

Длительную прочность оценивают по результатам испытаний при разных температурах, при которых образцы нагружаются постоянными напряжениями до разрушения и затем строят кривые длительной прочности (рис. 8. 1). Анализ этих кривых позволяет определить предел длительной прочности за соответствующий промежуток времени – 100, 200 часов ( $\sigma_{100}$ ,  $\sigma_{200}$ ) и т. д.



*a*

*б*

Рис. 8.1. Кривые длительной прочности сплава ВТ9 при разных температурах испытания (*a*) и зависимость предела длительной прочности от температуры при базе испытаний 100, 500, 1000, 2000 ч (*б*) [6]

По аналогичной методике по кривым ползучести (рис. 8.2.) определяется и предел ползучести, но в этом случае измеряется не разрушающее напряжение, а заданная величина деформации. Обычно за предел ползучести принимается напряжение, соответствующее деформации 0,2 % за заданное время, например, 100 ч, 1000 ч ( $\sigma_{0,2/100}$ ,  $\sigma_{0,2/1000}$ ).

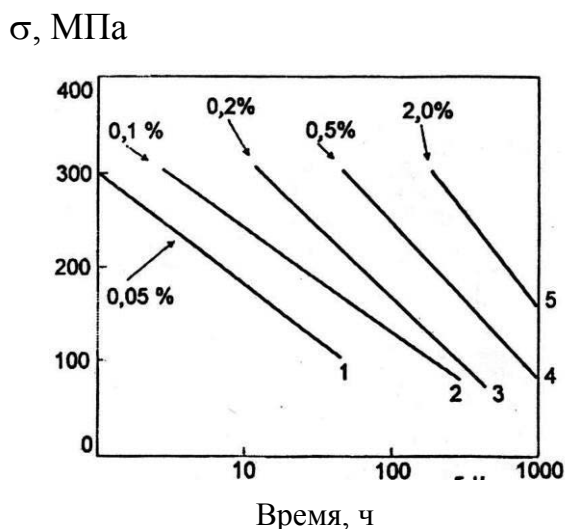


Рис. 8.2. Кривые ползучести сплава IMI 679 (Ti-11Sn-5Zr-2,3Al-1Mo-0,2Si) при 540 °C, в %: 1 – 0,05; 2 – 0,1; 3 – 0,2; 4 – 0,5; 5 – 2 [6]

Главной проблемой создания жаропрочного материала является требование сохранения высоких прочностных свойств с повышением температуры при удовлетворительной пластичности в широком интервале температур. Достижение этих требований возможно только при создании термически стабильных структур. В качестве жаропрочных принято использовать малолегированные по  $\beta$ -стабилизаторам двухфазные ( $\alpha+\beta$ )-сплавы и псевдо- $\alpha$ -сплавы титана.

Термическая стабильность двухфазной структуры определяется значениями коэффициентов диффузии легирующих элементов, энергией межфазных границ раздела и шириной области гомогенности твердого раствора, на базе которого создан сплав. Чем меньше все эти параметры, тем больше термическая стабильность сплава и тем самым выше характеристики жаропрочности. Кроме того, необходимо учитывать эффекты дисперсионного

упрочнения и размер зерна высокотемпературной матрицы. Рассмотрим возможности управления этими параметрами применительно к жаропрочным сплавам на основе титана.

Титан имеет относительно высокую температуру плавления (1668 °C), и с общих позиций можно было бы предполагать его относительно высокую жаропрочность. Многие авторы влияние легирования на жаропрочные свойства объясняют исходя из прочности химической связи: чем сильнее эти элементы повышают силы связи, тем больше жаропрочность сплава. О силах связи косвенно судят по характеристической температуре и величине среднеквадратичных отклонений атомов от положения равновесия в решетке. Однако его характеристики жаропрочности невысоки по сравнению со сплавами на никелевой основе или даже легированными сталями с ферритной или аустенитной матрицей. Такое противоречие связано с наличием у титана полиморфного превращения при относительно низкой температуре – 882 °C, благодаря которому силы связи, определяющие диффузионную подвижность, малы.

Исследования жаропрочных сплавов, которые интенсивно проводились в нашей стране и за рубежом в 1960–80 годы нашего столетия, позволили показать, что необходимым условием для создания высокого сопротивления ползучести при повышенных температурах является использование в качестве основы  $\alpha$ -фазы, в достаточной степени упрочненной легированием твердого раствора. Наиболее перспективным считается введение в  $\alpha$ -твердый раствор элементов, которые расширяют область его существования и повышают температуру полиморфного превращения. К таким элементам в первую очередь относятся алюминий, который существенно увеличивает силы связи в  $\alpha$ -твердом растворе и способствует росту отношения периодов  $c/a$  гексагональной плотноупакованной решетки  $\alpha$ -фазы с 1,587 для нелегированного титана до 1,593 при 6 мас. % алюминия. Увеличение  $c/a$  уменьшает возможность призматического и пирамидального скольжения и тем самым тормозит развитие процессов разупрочнения.



Кроме того, жаропрочность повышают добавки олова, циркония и галлия. Влияние олова, циркония и алюминия на жаропрочность показано на рис. 8.3.

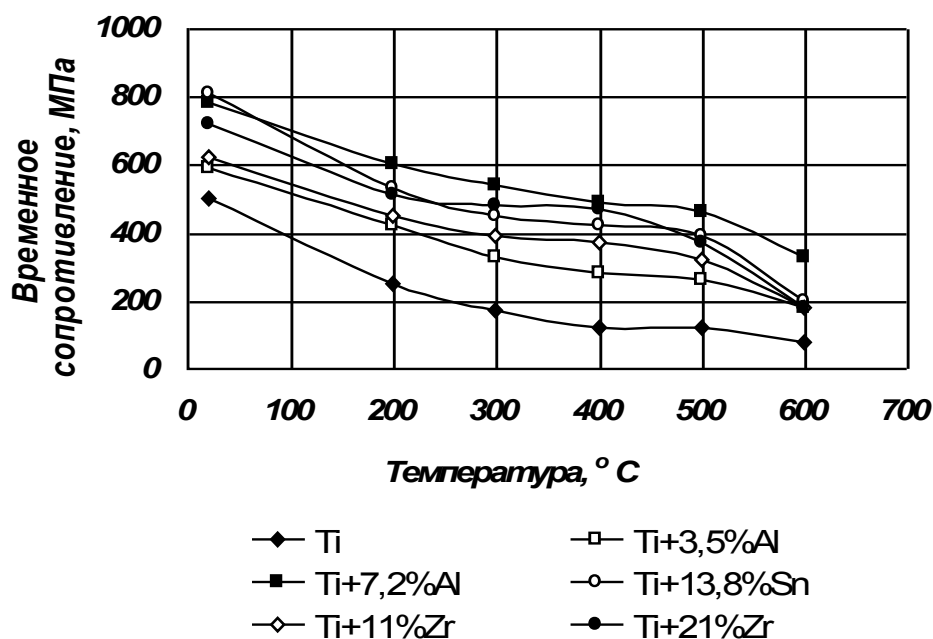


Рис. 8.3. Температурная зависимость прочности бинарных титановых сплавов по сравнению с прочностью титана технической чистоты [5]

Видно, что повышение прочности при комнатной температуре больше всего у сплава, легированного оловом. Кроме того, олово увеличивает прокаливаемость сплавов, может входить в состав интерметаллидных фаз и способствует повышению вязкости. С повышением температуры испытаний выше 400 °C наиболее высокая прочность наблюдается у сплавов с повышенным содержанием алюминия, что обусловлено образованием сверхструктурной фазы  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ -фазы). Эта фаза вызывает охрупчивание сплавов при низких температурах и поэтому необходимо правильно назначать режимы обработки сплава, которые обеспечивали бы либо ее отсутствие, либо соответствующее распределение частиц, не оказывающее катастрофического влияния на пластические характеристики. Цирконий в сплавы вводят в основном для повышения жаропрочности твердого раствора, и хотя он не является существенным упрочнителем матрицы, но увеличивает

прокаливаемость и модифицирует структуру. Добавка циркония в меньшей степени повышает жаропрочность, чем соответствующая добавка алюминия.

Еще более перспективным является многокомпонентное легирование. Так, например, жаропрочность тройных сплавов титан-цирконий-олово существенно выше, чем двойных. В работах сотрудников ВИАМ была показана перспективность еще более сложного легирования. Однако в большинстве случаев предельное количество  $\alpha$ -стабилизаторов все-таки стараются ограничить по алюминиевому эквиваленту, предложенному Розенбергом:

$$\%Al + \%Sn/3 + \%Zr/6 + 10\%(O + C + 2N) < 9 \text{ мас. \%}$$

для предотвращения выделения частиц  $\alpha_2$ -фазы.

Возможности улучшения характеристик двигателей за счет повышения рабочих температур с использованием однофазных  $\alpha$ -сплавов существенно ограничены. В настоящее время только сплав BT5-1 (Ti-5Al-2,5Sn) находит свое применение в промышленности. Сопротивление ползучести и прочность у этого сплава сохраняются примерно до 300 °С. В этой связи внимание разработчиков привлекли сплавы, которые, наряду с  $\alpha$ -стабилизатором алюминием и «нейтральными» элементами оловом и цирконием, содержат некоторое количество  $\beta$ -стабилизаторов: молибдена, ниобия, кремния и др.

Работами многих авторов показано, что для создания высокого сопротивления ползучести при высоких температурах необходимо, наряду с легированной основой –  $\alpha$ -фазой, иметь некоторое количество стабильного  $\beta$ -твердого раствора, в который введены атомы с низкой диффузионной подвижностью. Как следствие этого, в качестве жаропрочных преимущественно используют псевдо- $\alpha$ - и двухфазные ( $\alpha+\beta$ )-сплавы с относительно низким коэффициентом  $\beta$ -стабилизации (менее 0,5).

Для создания низкой диффузионной подвижности атомов в качестве легирующих элементов для титановых сплавов используют элементы с высокой температурой плавления: цирконий, ниобий, молибден, вольфрам и тантал. Однако все они, в том числе и аналог титана – цирконий, при малых

концентрациях стабилизируют  $\beta$ -фазу, которая не отличается повышенной термической стабильностью из-за большого числа систем скольжения, свойственных ОЦК – твердым растворам. Поэтому считается, что предельная концентрация  $\beta$ -стабилизаторов для жаропрочных сплавов не должна превышать 4 % по молибденовому эквиваленту (двухфазные сплавы), а для работы при температурах выше 500 °С – не более 2 эквивалентных процентов по молибдену (псевдо- $\alpha$ -сплавы). Целесообразность введения  $\beta$ -стабилизаторов обусловлена тем, что, создавая при термической обработке продукты превращения с большим количеством межфазных границ, удастся уменьшить длину свободного пробега дислокаций и тем самым повысить прочностные характеристики сплава. Кроме того, присутствие  $\beta$ -фазы повышает деформируемость сплавов.

Кремний, как легирующий элемент, вводят в жаропрочные сплавы титана для снижения скорости ползучести за счет образования скоплений атомов кремния на дислокациях. Он так же является  $\beta$ -стабилизатором, но достаточно интенсивно растворяется и в  $\alpha$ -фазе.

В табл. 8.1 и 8.2 представлены марки титановых жаропрочных сплавов, которые находят применение в авиационных двигателях различных стран, а также их механические свойства.

Анализируя составы отечественных и зарубежных жаропрочных сплавов, нетрудно заметить, что большинство из них содержит в своем составе алюминий, цирконий, олово и кремний, а в качестве основного  $\beta$ -стабилизатора используют молибден, реже ванадий и ниобий.

Титановые сплавы используются для изготовления дисков, рабочих и направляющих лопаток вентилятора и компрессора, иногда кожуха компрессора. При этом при работе до температуры 550 °С предпочтительнее использование двухфазных сплавов, которые обладают более высокой прочностью в холодном состоянии, а при необходимости работы при температурах до 600 °С наиболее предпочтительны псевдо- $\alpha$ -сплавы.

Таблица 8.1

## Химический состав жаропрочных титановых сплавов [6]

Марка сплава	Основные компоненты, мас.% (основа - Ti)						
	Al	Sn	Zr	Mo	V	Si	Прочие
Отечественные титановые сплавы							
BT3-1	5,5–7,0	–	–	2,0–3,0	–	0,15–0,40	Cr 0,8–2,0
BT8	5,8–7,0	–	–	2,8–3,8	–	0,20–0,40	Fe 0,2–0,4
BT8-1	5,8–6,8	0,4–1,5	0,5–1,5	2,8–3,8	–	0,10–0,25	–
BT8M	5,2–5,8	–	–	3,5–4,5	–	0,10–0,30	–
BT8M-1	4,8–6,0	0,3–1,5	0,3–1,5	3,5–4,5	–	0,08–0,25	Cr 0,5–1,5
BT9	5,5–7,0	–	1,5–2,5	0,5–2,0	0,8–2,5	0,10–0,30	–
BT25y	6,0–7,0	1,0–2,5	3,0–4,5	3,5–4,5	–	0,10–0,25	W 0,4–1,5
BT25	6,2–7,2	0,8–2,5	3,5–4,5	1,5–2,5	–	0,10–0,25	W 0,5–1,5
BT18y	6,2–7,2	2,0–3,0	3,5–4,5	0,4–1,0	–	–	Nb 0,5–1,5
Зарубежные титановые сплавы							
Ti6242S	5,5–6,5	1,8–2,2	3,5–4,5	1,8–2,2	–	0,10	–
Ti6246	5,5–6,5	1,8–2,2	3,5–4,5	5,5–6,5	–	–	Fe ≤ 0,15
Ti-17	4,5–5,5	1,6–2,4	1,6–2,4	3,5–4,5	–	–	Cr 3,5–4,5
Ti811	7,5–8,5	–	–	0,8–1,2	0,8–1,2	–	–
IMI318	5,5–6,75	–	3,0–4,5	3,5–4,5	3,5–4,5	–	–
IMI550	3,0–5,0	1,5–2,0	–	3,0–5,0	–	0,30–0,70	–
IMI685	5,7–6,3	–	4,5–6,0	0,3–0,8	–	0,15–0,30	Nb 0,7–1,3
IMI829	5,2–5,7	3,0–4,0	2,5–3,5	0,2–0,4	–	0,20–0,60	Nb 0,5–1,0
IMI834	5,5–6,1	3,0–5,0	3,0–5,0	0,3–0,8	–	0,20–0,60	C 0,04–0,08

Таблица 8.2

## Механические свойства жаропрочных титановых сплавов [6]

Сплав	Механические свойства при 20 °С			Отношение временного сопротивления при различных температурах (°С) к временному сопротивлению при 20 °С					
	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	100	200	300	400	500	600
Отечественные титановые сплавы									
BT3-1	1060	14	40	0,91	0,84	0,81	0,74	0,65	—
BT8	1060	14	40	0,91	0,85	0,80	0,74	0,68	—
BT8-1	1070	13	35	0,91	0,82	0,78	0,75	0,70	—
BT8M-1	1060	14	40	0,91	0,82	0,76	0,71	0,67	—
BT9	1110	13	35	0,92	0,86	0,81	0,75	0,70	—
BT25y	1160	12	30	0,92	0,85	0,82	0,77	0,74	0,56
BT18y	990	11	30	0,94	0,86	0,81	0,73	0,71	0,60
Зарубежные титановые сплавы									
Ti6242S	980	14	35	0,92	0,82	0,76	0,73	0,68	—
Ti6246	1230	13	30	0,94	0,87	0,83	0,81	0,74	—
Ti-17	1170	12	25	0,91	0,84	0,83	0,75	—	—
IMI829	1010	13	30	0,89	0,80	0,73	0,68	0,66	—

Влияние температуры на характеристики жаропрочности отечественных сплавов представлено на рис. 8.4, 8.5.

Так как различные титановые сплавы проявляют свои преимущества по свойствам в разных температурных диапазонах, то при проектировании двигателя и подборе марки сплава для дисков и лопаток компрессора необходимо выбирать сплав с лучшим комплексом функциональных характеристик в конкретном рабочем температурном интервале. С точки зрения Р. Е. Шалина и В. М. Ильенко, жаропрочные сплавы следует разделить на следующие группы:

- сплавы для изготовления деталей вентилятора и компрессора низкого давления (до температур 300–350 °С) ВТ6, ВТ22, Ti-6-4, Ti6246, Ti-17;
- сплавы для производства деталей компрессора высокого давления для температур до 450–500 °С – ВТ8-1, ВТ9, Ti6242S, IMI550, IMI685;
- сплавы, предназначенные для изготовления деталей компрессора высокого давления для температур до 550 °С – ВТ25у, IMI829, IMI834;
- сплавы для изготовления деталей, работающих до температуры 600 °С, – ВТ18у, IMI829, IMI834.

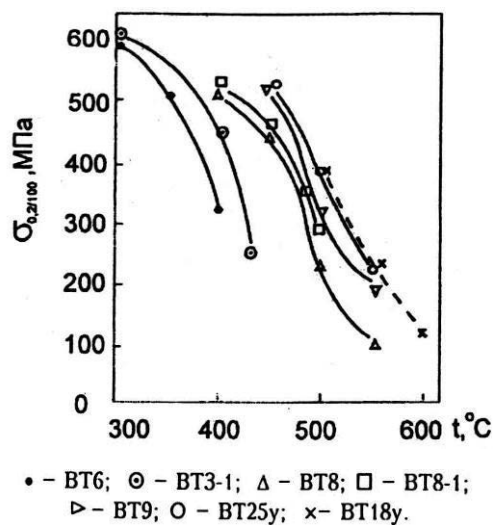


Рис. 8.4. Влияние температуры на предел ползучести ( $\sigma_{0,2/100}$ ) [6]

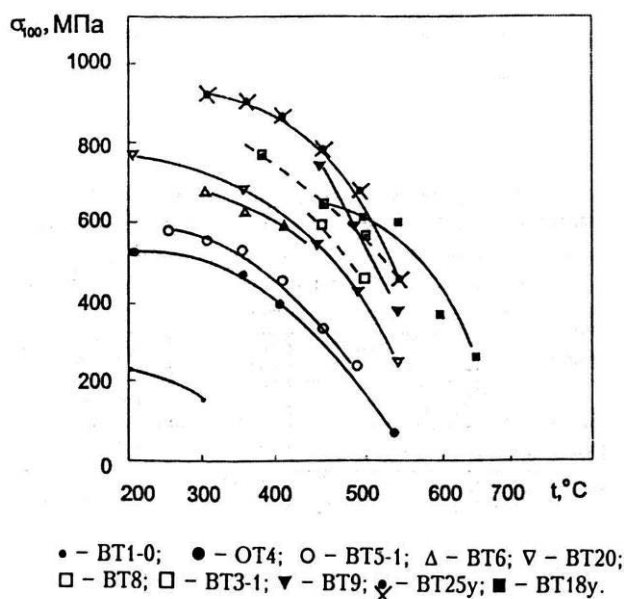


Рис.8.5. Влияние температуры на сточасовую длительную прочность отечественных сплавов [6]

При этом сплавы одной группы имеют близкий уровень прочности, что дает возможность сопоставления сплавов между собой в пределах своей группы. Однако такое деление не учитывает различный фазовый состав сравниваемых сплавов и поэтому его нельзя использовать как универсальное, хотя оно и удобно для первоначального сравнения используемых сплавов.

До последнего времени для сплавов, используемых в авиационных двигателях, требовали следующий комплекс служебных свойств:

1. Высокая кратковременная и длительная прочность во всем интервале рабочих температур. При этом максимальные требования: временное сопротивление при комнатной температуре более 1200 МПа, кратковременная и 100-часовая прочность при 500 °С – более 650 МПа;

2. Удовлетворительные пластические и вязкостные свойства при комнатной температуре: относительное удлинение 10 %, ударная вязкость – более 0,3 МДж / м<sup>2</sup>;

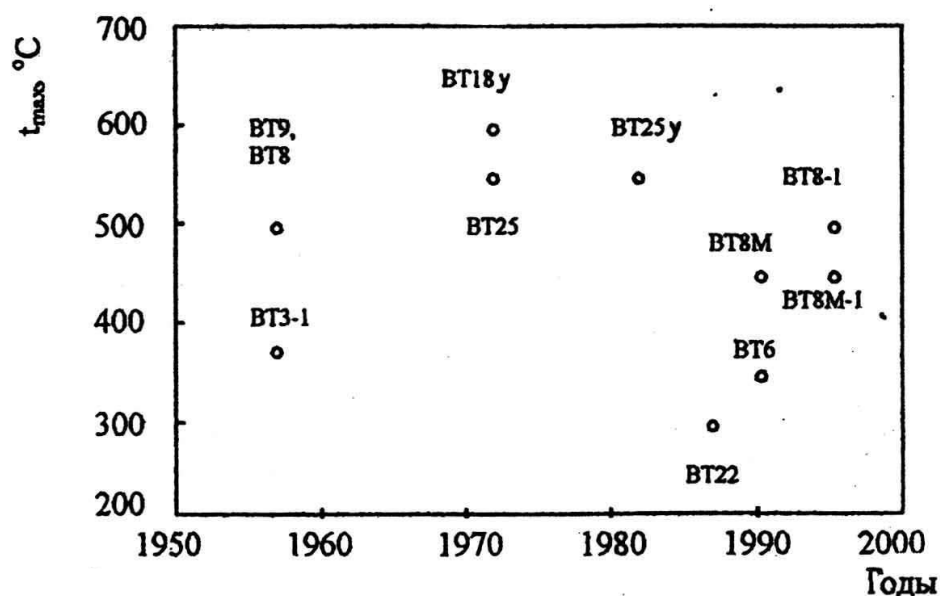
3. Термическая стабильность: сплав не должен охрупчиваться после воздействия температур и напряжений, в условиях, заданных конструктором, в течение времени, соответствующего максимальному заданному ресурсу работы двигателя;

4. Высокое сопротивление усталости при комнатной и высоких температурах: предел выносливости гладких образцов при комнатной температуре должен составлять не менее 45 % прочности, а при 400 °С – более 50 % при соответствующей температуре;

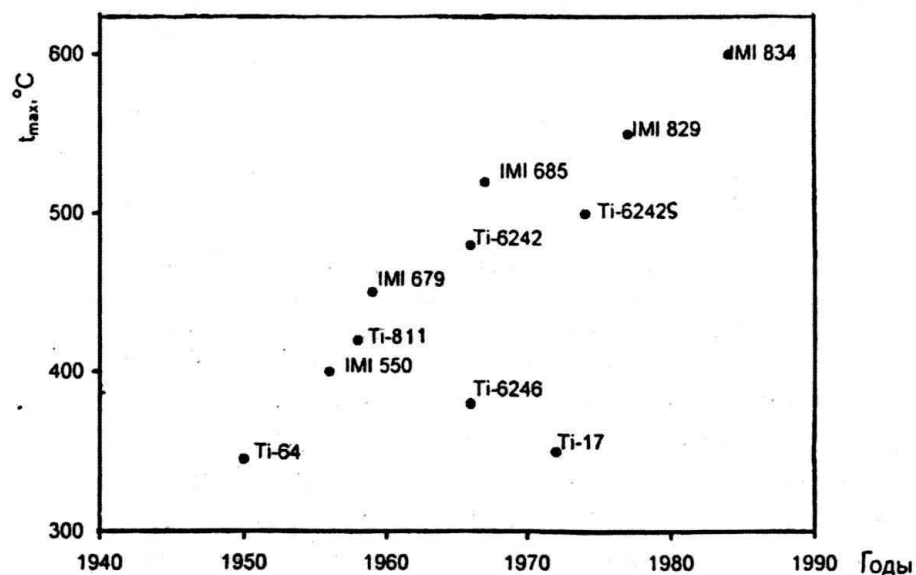
5. Высокое сопротивление ползучести: остаточная деформация за 100 ч не должна превышать 0,2 % при температуре 500 °С и напряжении 400 МПа.

Эти требования должны значительно возрастать при увеличении рабочих температур и ресурса работы двигателя до 2000–6000 ч, что реализуется в настоящее время в современных самолетах.

Максимальные температуры работы отечественных и зарубежных сплавов приведены на рис. 8.6.



a



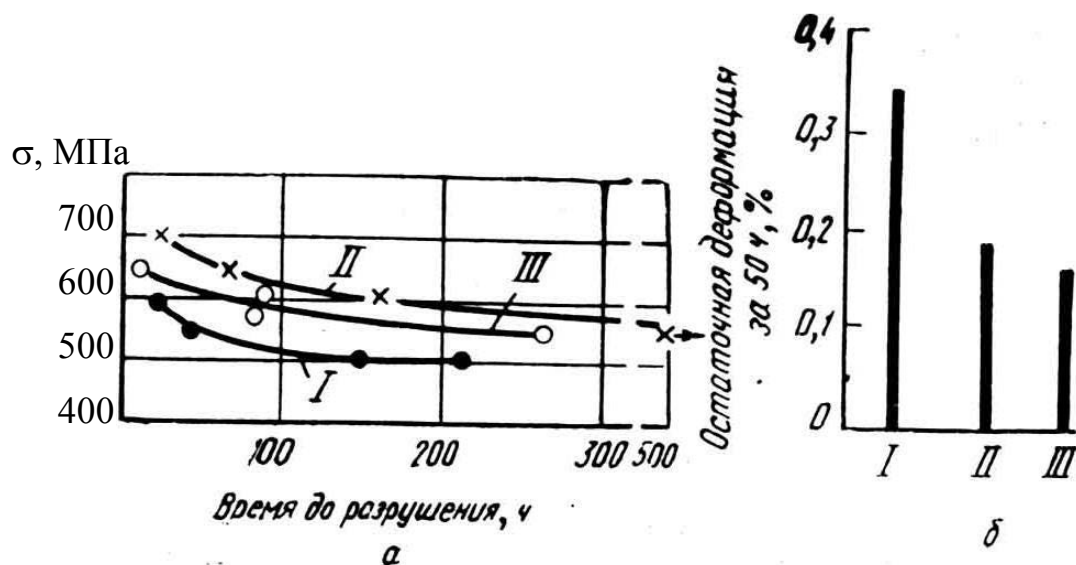
б

Рис.8.6. Максимальные рабочие температуры отечественных (а) и зарубежных (б) сплавов; по оси абсцисс – год начала применения в двигателях [6]

Помимо химического состава огромную роль в формировании комплекса служебных свойств играет термическая обработка сплава. К числу основных требований, предъявляемых к жаропрочным сплавам, относится сопротивление ползучести. До середины 1970-х годов термообработку сплавов осуществляли в  $(\alpha+\beta)$ -области, однако требование улучшения сопротивления ползучести привело к  $\beta$ -обработке, в результате которой возникает двухфазная



пластинчатая (иногда игольчатая) структура, обеспечивающая повышение сопротивления ползучести (рис. 8.7).



I – равноосная структура, II – пластинчатая структура корзиночного плетения,  
III – пластинчатая пакетная структура

Рис. 8.7. Влияние структуры на свойства при 500 °С сплава ВТ8:

*a* – длительная прочность; *б* – ползучесть [7]

Однако подобная обработка не обеспечивает высокой пластичности в холодном состоянии и, главное, сопротивления усталости. Предел усталости сплавов выше после обработки в двухфазной области, когда в сплавах формируется глобулярная структура. Противоположное влияние указанных факторов на свойства привело к созданию режимов обработки для получения глобулярно-пластинчатой (бимодальной) структуры, которая имеет наиболее благоприятное сочетание анализируемых свойств. Однако, когда необходимо применять сплавы при максимально возможных температурах, наиболее предпочтительна пластинчатая структура, уровень жаропрочности которой несколько выше, чем у глобулярно-пластинчатой структуры.

По длительной прочности и сопротивлению ползучести превосходство пластинчатой структуры перед глобулярной тем больше, чем выше температура и больше продолжительность испытаний. Вместе с тем, при температурах ниже 400 °С и ограниченном времени глобулярная структура может обеспечивать

такую же или более высокую жаропрочность, как пластинчатая структура (табл. 8.3). По-видимому, в условиях низких скоростей ползучести при таких температурах это связано с более высоким пределом текучести материала с глобулярной структурой.

Диапазоны изменения различных свойств при изменении параметров каждого типа структуры весьма значительны. Повышение кратковременной прочности, длительной прочности (при  $t \leq 450$  °С) и предела выносливости при обеих структурах может быть обеспечено путем уменьшения величины любого параметра структуры (размера зерна, вторичных выделений и т. д.) и увеличения объемной доли тонких пластин вторичной  $\alpha$ -фазы.

Таблица 8.3

Длительная прочность и сопротивление ползучести, МПа, катаных прутков из сплава ВТ9 с глобулярной (1) и пластинчатой (2) структурой \* [7]

Структура	t, °С	$\sigma_B$	$\sigma_B^H$	$\sigma_{100}$	$\sigma_{100}^H$	$\sigma_{1000}$	$\sigma_{1000}^H$	$\sigma_{0,2/100}$
1	300	950	1260	890	1310	880	1300	670
	500	820	1140	610	950	540	700	280
	550	—	—	—	—	—	—	150
2	300	900	1240	890	1160	880	1150	660
	500	840	1160	630	970	590	750	400
	550	—	—	—	—	—	—	250

\* Буква «н» означает испытание образцов с надрезом радиусом 0,15 мм.

Повышение характеристик пластичности, вязкости разрушения, сопротивления ползучести и длительной прочности (при  $t > 450$ – $500$  °С) может быть достигнуто в глобулярной структуре за счет укрупнения всех элементов структуры, уменьшения объемной доли тонких или увеличение объемной доли более толстых пластин вторичной  $\alpha$ -фазы, а в пластинчатой структуре путем увеличения размеров  $\alpha$ -колоний (для  $\delta$  и  $\psi$  до 25–40 мкм), толщины пластин первичной  $\alpha$ -фазы (до 2,5–3,5 мкм), измельчения (для  $\delta$  и  $\psi$ ) или укрупнения

(для  $KCT$ ,  $K_{1C}$ ,  $\sigma_{0,2/100}$  и  $\sigma_{100}$ ) величины  $\beta$ -зерен (для  $\sigma_{100}$  до 50–200 мкм), уменьшения объемной доли тонких пластин  $\alpha$ -фазы.

Из жаропрочных свойств титановых сплавов наиболее широко исследованы кратковременная прочность, длительная прочность и сопротивление ползучести при повышенных температурах. При смешанной глобулярно-пластинчатой структуре длительная прочность и сопротивление ползучести зависят от соотношения площадей занимаемых указанными типами структур. Увеличение доли пластинчатой структуры приводит к повышению этих характеристик.

В титановых сплавах с глобулярно-пластинчатой структурой достигается наилучшее сочетание пластичности, вязкости разрушения, жаропрочности и выносливости, когда доля пластинчатой структуры 70–80 %. Таким образом, имеется возможность повышения комплекса механических свойств полуфабрикатов с мелкозернистой глобулярной структурой термообработкой при температурах, соответствующих  $(\alpha+\beta)$ -области близких к температуре  $(\alpha+\beta)$ - $\beta$ -перехода. Существенное влияние на жаропрочные свойства оказывают размеры частиц  $\alpha$ -фазы. Их укрупнение в структуре глобулярного типа приводит к некоторому повышению длительной прочности и сопротивления ползучести. Вместе с тем, утолщение пластин  $\alpha$ -фазы пластинчатой структуры, достигаемой повышением температуры и уменьшением скорости охлаждения, вызывает снижение длительной прочности. Измельчение колоний  $\alpha$ -пластин, обеспечиваемое ускорением охлаждения при предварительной термической обработке, приводит к увеличению длительной прочности.

Для достижения требуемого комплекса служебных свойств после создания исходной двухфазной структуры необходимо провести упрочняющую обработку, при которой выделяется вторичная  $\alpha$ -фаза, а в некоторых случаях – интерметаллиды. При выделении интерметаллидов упрочнение должно быть дисперсионным. Основными интерметаллидами, которые могут выделяться в

жаропрочных сплавах, являются алюминиды и силициды титана и (или) циркония.

Выделение алюминида титана  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ -фаза) осуществляется равномерно по телу зерна  $\alpha$ -фазы и является следствием упорядочения. Частицы  $\alpha_2$ -фазы интенсивно блокируют движение дислокаций и способствуют повышению сопротивления ползучести, но обуславливают хрупкость при низких (комнатных) температурах. При этом выделение упорядоченной  $\alpha_2$ -фазы приводит к росту жаропрочности в сплавах с пластинчатой структурой системы титан-алюминий и не повышает жаропрочность сплава с глобулярной структурой.

Считается, что такие элементы, как молибден, ванадий, ниобий, имеющие небольшую растворимость в  $\alpha$ -титане, в сплавах титана с алюминием блокируют процесс упорядочения и уменьшают охрупчивание сплавов. При изучении образования  $\alpha_2$ -фазы в титановых сплавах с алюминием было установлено, что введение циркония уменьшает растворимость алюминия в  $\alpha$ -титане и  $\beta$ -стабилизаторы типа ванадия, молибдена, ниобия несколько увеличивают ее. На основании электронного строения  $\alpha_2$ -фазы делается общий вывод, что элементы, увеличивающие отношение осей  $c/a$  гексагональной решетки (например, цирконий) в сплавах  $Ti-Al-Me$ , уменьшают растворимость алюминия в  $\alpha$ -титане, а элементы с валентностью  $z > 4$  (V, Mo, Nb) увеличивают ее. В этих работах, в основном в сплавах  $Ti-Al$ , оценивалось влияние небольших добавок третьего элемента на смещение границы существования  $\alpha \leftrightarrow (\alpha + \alpha_2)$ -фазовых областей.

Силициды в промышленных сплавах титана образуются по эвтектоидной реакции:  $\beta \rightarrow \alpha + \text{интерметаллид}$ . Однако эвтектоидное превращение далеко не всегда благоприятно сказывается на свойствах жаропрочных сплавов, и поэтому на практике целесообразно избегать развития эвтектоидной реакции либо за счет соответствующей термической обработки, либо за счет уменьшения концентрации этих элементов. В настоящее время установлено,

что силициды способствуют понижению технологической пластичности и обуславливают снижение уровня жаропрочности.

Известно, что при образовании силицидов происходит объемное сжатие решетки. Такое сжатие вызывает в силициде большие растягивающие напряжения, которые представляют угрозу механической стабильности материала. Величина этих напряжений зависит от металла, образующего силицид, и от соотношения кремния и этого металла. Кроме того, уровень напряжений определяется термической обработкой материала. Считается, что основной причиной возникновения напряжений в силицидах является взаимодействие атомов металла и кремния, которое приводит к изменению объема (сжатию решетки) на 15–30 %. Для силицидов коэффициенты линейного расширения значительно выше, чем для металлов и кремния, и эти различия может обуславливать наблюдаемые напряжения. Так, если для дисилицида титана коэффициент линейного расширения  $12,5 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , то у титана –  $8,5 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , а у кремния –  $3,0 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ . Как следствие этого, с повышением температуры уровень напряжений снижается.

В некоторых работах выясняли роль силицидов в формировании механических свойств сплавов. Так, для сплава IMI685 показано, что образование частиц в процессе старения после закалки сопровождается резким падением пластичности. При этом наблюдается незначительное повышение предела текучести при одновременном уменьшении временного сопротивления. Силициды выделяются по границам мартенситных пластин и меняют характер разрушения сплава. В сплаве Ti-6Al-2Sn-2Zr-1Mo с добавками кремния установлено, что в сплавах с кремнием на поверхностях разрушения наблюдаются относительно гладкие и плоские фасетки, в то время как в сплаве без кремния изломы характеризуются грубой поверхностью с гребнями среза. Такой характер разрушения можно объяснить наличием силицидных частиц, которые заклинивают плоскости скольжения и обуславливают малую энергоёмкость разрушения.

Как отмечено выше, в жаропрочных сплавах титана большую роль в повышении характеристик длительной прочности играют выделения  $\alpha_2$ -фазы. Авторами ряда работ установлено, что выделения силицидов в  $\alpha$ -фазе препятствуют последующему образованию упорядоченной фазы  $Ti_3Al$  и тем самым понижают жаропрочность сплавов. В тех случаях, когда силицидные частицы наблюдали в  $\beta$ -фазе, такого влияния не обнаруживали.

## 9. Усталостные свойства титановых сплавов

В условиях действия циклических нагрузжений в металлах и сплавах происходят зарождение и постепенное развитие трещин, вызывающие в конечном итоге полное разрушение детали или образца. Это разрушение особенно опасно, так как может происходить под действием напряжений, намного меньших пределов прочности и текучести.

Процесс постепенного накопления повреждений в материале под действием циклических нагрузок, приводящий к уменьшению долговечности из-за образования трещин и разрушения, называют *усталостью*, а свойство противостоять усталости – *выносливостью*.

Усталостная трещина зарождается в поверхностных слоях и затем развивается вглубь образца или детали, образуя острый надрез. Процесс распространения усталостной трещины весьма длителен. Он продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нём напряжения превысят разрушающие. Тогда произойдёт быстрое разрушение, как правило, хрупкое из-за наличия острого надреза.

*Методика испытаний на усталость.* Современные методы испытания на усталость очень разнообразны. Они отличаются характером изменения напряжений во времени, схемой нагружения (изгиб, растяжение – сжатие, кручение), наличием или отсутствием концентраторов напряжений. Усталостные испытания проводят при различных температурах и в различных средах.

В процессе любого усталостного испытания на образец действуют циклические напряжения непрерывно изменяющиеся по величине и часто по знаку. Типичные примеры используемых циклов напряжений показаны на рис. 9.1.

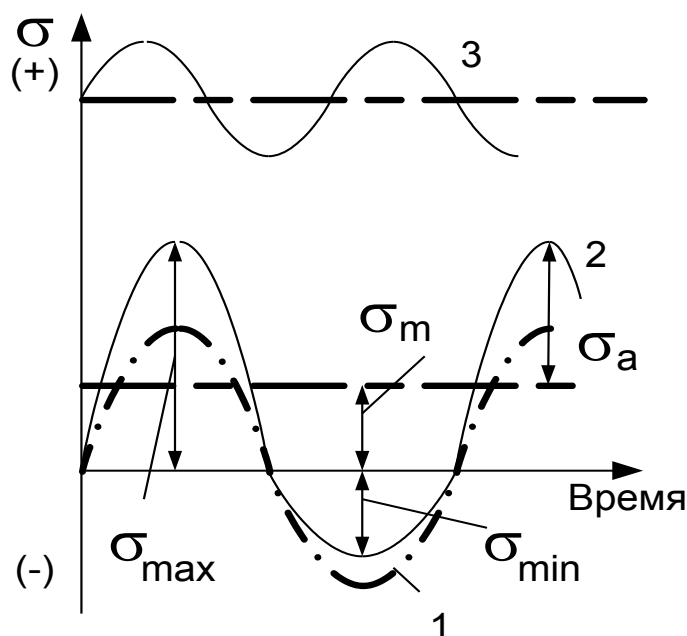


Рис. 9.1. Разновидности циклов напряжений [6]

Цикл напряжений – это совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения. Каждый цикл характеризуется несколькими параметрами. За максимальное напряжение цикла  $\sigma_{\max}$  принимают наибольшее по алгебраической величине напряжение. Минимальное напряжение цикла  $\sigma_{\min}$  – наименьшее по алгебраической величине напряжение.

Среднее напряжение цикла

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}.$$

Амплитуда напряжения цикла

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}.$$

Сложение и вычитание максимальных и минимальных напряжений в формулах производят с учётом их знака. Из рис. 9.1 ясно, что

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a.$$

Цикл характеризуется также коэффициентом асимметрии:

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}.$$

Если  $R_\sigma = -1$ , то такой цикл называют симметричным (см. рис. 9.1, кривая 1). Если же максимальное и минимальное напряжения цикла не равны по величине, то цикл называется асимметричным (см. рис. 9.1, кривые 2 и 3). Когда напряжения меняются по величине и знаку, цикл считается знакопеременным (см. рис. 9.1, кривые 1, 2), если только по величине – знакопостоянным (см. рис. 9.1, кривая 3). Для испытания чаще всего используют симметричные знакопеременные циклы  $R_\sigma = -1$ .

Наиболее распространённая схема нагружения при усталостных испытаниях – изгиб. Чаще всего применяется схема чистого изгиба образца при вращении. Нагрузка здесь прилагается в двух точках, что обеспечивает постоянство изгибающего момента на всей рабочей длине образца.

Также применяют круговой изгиб консольно закреплённого образца. Его головка крепится в патроне, а к другому концу прилагается изгибающий момент. Максимального значения изгибающий момент достигает только в одном сечении – вблизи основания консоли, что является недостатком данной схемы нагружения.

Некоторые из стандартных образцов, рекомендуемых для усталостных испытаний, показаны на рис. 9.2.

Их рабочая часть имеет круглое или прямоугольное сечение. Диаметр цилиндрической части гладких образцов обычно составляет  $d = 5 - 10$  мм, а у образцов с надрезом  $D = 10 - 20$  мм при глубине надреза  $t = 0,25 \times D$ . Ширина рабочей части плоских образцов  $b = 10 - 20$  мм и толщина  $a = 5 - 10$  мм.



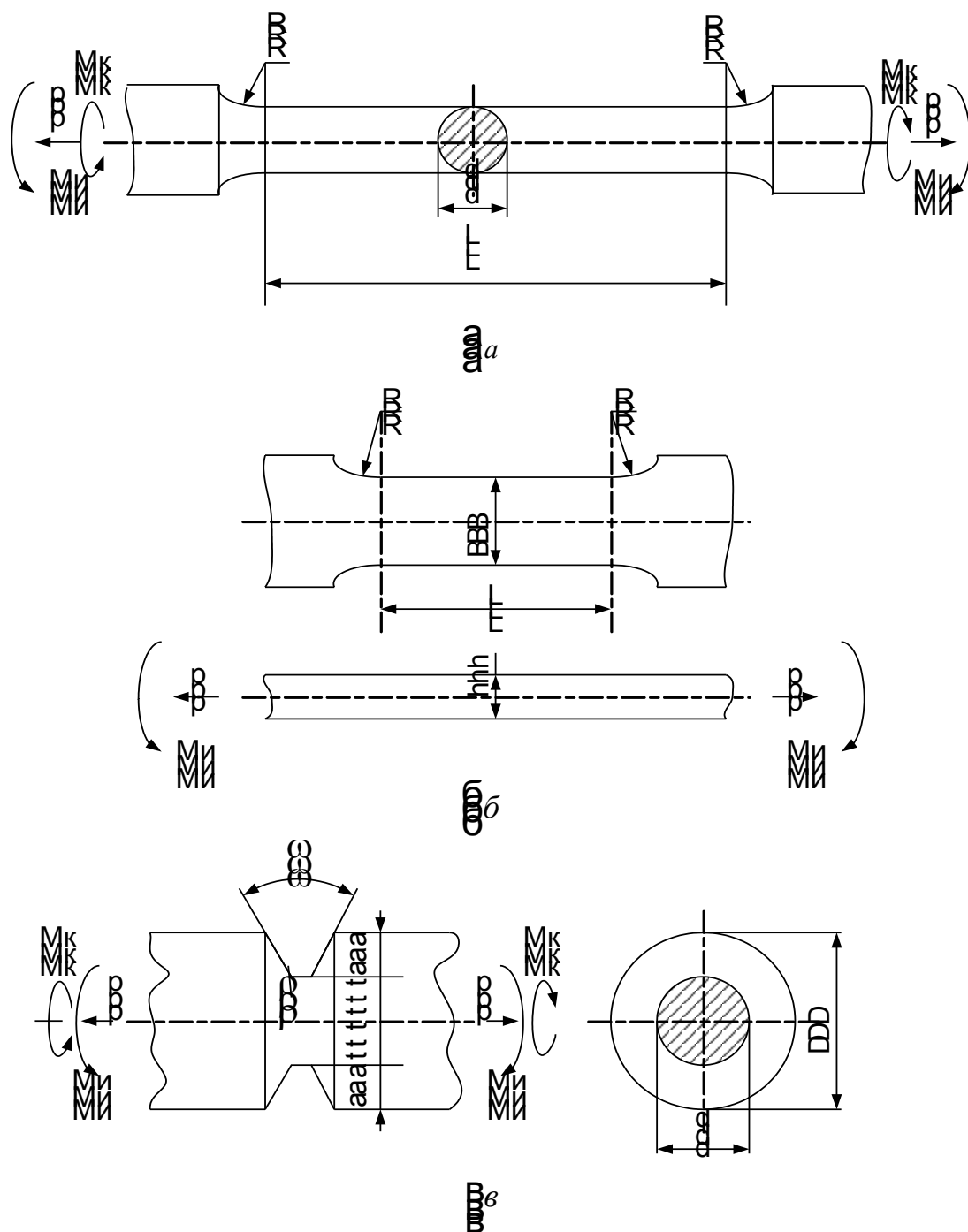


Рис. 9.2. Стандартные образцы для усталостных испытаний: *а* – круглого сечения; *б* – прямоугольного сечения; *в* – круглого сечения с надрезом [6]

Усталостные свойства сильно зависят от размеров образца – они значительно выше у образцов с меньшим сечением. Поэтому для получения сравнимых данных следует проводить испытания на одинаковых образцах.

Первичным результатом усталостного испытания одного образца является количество циклов до разрушения (циклическая долговечность) при

заданных характеристиках цикла. По результатам испытаний серии образцов могут быть определены различные характеристики выносливости. Главной из них является *предел выносливости*  $\sigma_R$ , который характеризует наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца после произвольно большого или заданного числа циклов нагружения. Принципиальные особенности усталости металлов обычно выявляются по характеру кривой усталостных испытаний в координатах: амплитуда напряжений ( $\sigma$ ) – логарифм числа циклов до разрушения  $\lg N$  (кривая Веллера при  $R = -1$ ) (рис. 9.3).

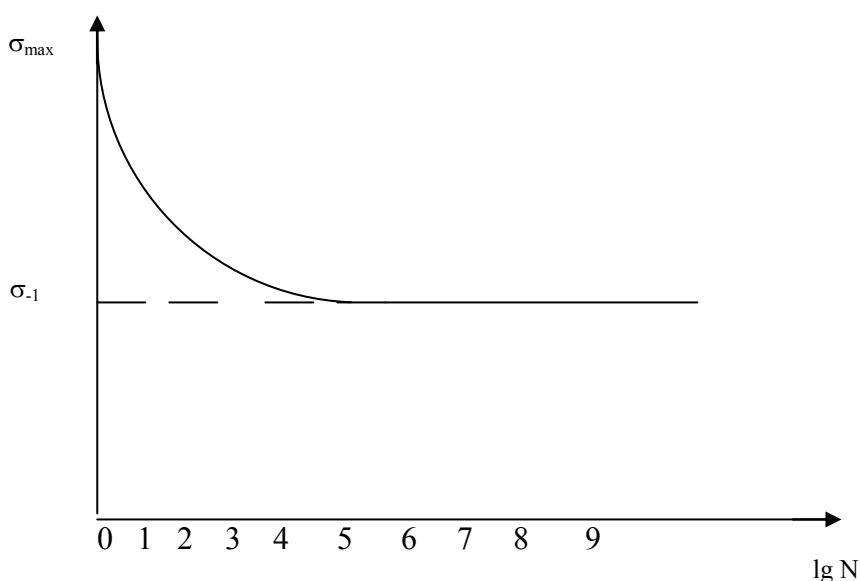


Рис. 9.3. Типичный вид кривой Веллера после испытаний на усталость,  $\sigma_{-1}$  – «физический» предел выносливости

По современным представлениям для металлов в общем случае в зависимости от уровня амплитуды напряжений можно выделить два главных участка на кривой усталости, не считая переходной области и области отсутствия разрушений. Это область малоциклового усталости (число циклов не превышает  $5 \times 10^4$ ) или квазистатического разрушения и область чистой или многоциклового усталости (количество циклов свыше  $10^6$ ). Резкий перелом кривой усталости при переходе от малоциклового области к области чистой усталости и малый наклон кривой на втором участке для большинства сплавов

оценивается как существование «физического» предела выносливости, т. е. такого циклического напряжения, ниже которого практически невозможно разрушить материал. Динамику уменьшения прочности материала при цикловых нагрузках до физического предела выносливости характеризует угол наклона ветви кривой усталости к оси абсцисс.

*Природа усталостного разрушения.* По мере увеличения числа циклов при любых напряжениях выше предела выносливости в образце последовательно идут следующие основные процессы: 1) пластическая деформация; 2) зарождение трещин; 3) постепенное развитие некоторых из них и преимущественное распространение одной, главной, трещины; 4) быстрое окончательное разрушение.

Движение дислокаций и образование линий скольжения в условиях повторно переменных нагрузок наблюдаются даже при напряжениях, меньших предела выносливости, который в свою очередь, как правило, ниже предела упругости материала. Скольжение происходит в тех же кристаллографических плоскостях и направлениях, что и при статической деформации. Начинается пластическая деформация в благоприятно ориентированных зёрнах вблизи концентраторов напряжений.

Развитие пластической деформации приводит к деформационному упрочнению. Оно особенно существенно при малоцикловой усталости, когда величина действующих напряжений велика.

Отличительный признак дислокационной структуры металлов после циклического нагружения – многочисленные пороги и дислокационные петли, появляющиеся уже на начальных этапах испытания. С увеличением числа циклов наблюдается образование скоплений петель и дислокаций со ступеньками, а затем формирование малоугловых границ.

По мере увеличения числа циклов нагружения тонкие линии скольжения на поверхности превращаются в грубые полосы с наличием выступов и впадин. Они могут быть удалены путем полировки поверхности, и долговечность образца повысится.

Первые видимые трещины возникают у впадин устойчивых полос скольжения. Таким образом, зародышами усталостных трещин являются поверхностные впадины. Механизм образования впадин и выступов можно представить по-разному. Они могут возникать, например, при последовательном действии дислокационных источников, генерирующих дислокации в разных системах. В результате за полный цикл образуются выступ и впадина, которые растут по мере увеличения числа циклов.

Вторая возможная схема образования выступов и впадин основана на представлении о возможности кругового движения винтовых дислокаций. В результате один конец дислокации выходит на поверхность, образуя выступ или впадину.

Ни один из механизмов образования выступов и впадин нельзя считать общим или твердо доказанным. Наиболее близкими к действительности считаются те, которые базируются на анализе движения винтовых дислокаций.

Трещины зарождаются уже на начальных стадиях испытания по истечении 5–10 % общего времени испытания. Всё остальное время приходится на процесс их постепенного развития. На самых начальных стадиях роста, когда зародышевая трещина имеет субмикроскопические размеры, она может разрастаться за счёт притока вакансий, в большом количестве возникающих при циклических нагружениях.

Вначале зародышевые трещины распространяются вдоль полос скольжения, а затем их рост происходит перпендикулярно направлению растягивающих напряжений (нормально поверхности образца). Трещина здесь развивается как вязкая: во время каждого цикла нагружения у её вершины происходит значительная пластическая деформация. Скорость такого прерывистого распространения трещины  $v_{y,t}$  весьма мала и определяется её длиной и уровнем действующих напряжений:

$$v_{y,t} = A \times \sigma^{2n} \times c^n ,$$

где  $\sigma$  – напряжение без учёта ослабления сечения образца трещиной;  
 $n$  и  $A$  – константы.

Величина  $n$ , при которой формула даёт хорошее совпадение с экспериментом, для низких напряжений  $\sim 2$ , а для высоких близка к 3.

На начальных стадиях испытания в образце возникает множество трещин, но дальнейшее развитие получают только те трещины, которые достигают достаточно большой длины и имеют очень острую вершину. Окончательное разрушение происходит в результате ослабления сечения какой-то одной, самой острой и глубокой, трещиной.

Площадь сечения образца в месте этой трещины со временем уменьшается настолько, что приложенные напряжения оказываются выше разрушающего. Как только такое условие будет достигнуто, произойдёт очень быстрое окончательное разрушение, чаще хрупкое, иногда вязкое.

Конечный вид усталостного излома всегда имеет две чётко различимые зоны. Одна из них гладкая, притёртая, со следами перемещения усталостной трещины. Вторая зона имеет структуру, типичную для хрупкого или вязкого разрушения при статических испытаниях.

Рассмотрим основные факторы, определяющие уровень усталостных свойств в титановых сплавах.

*Связь усталости титановых сплавов с другими механическими свойствами.* Характеристики усталости определяются сочетанием прочностных и пластических свойств материала при статическом нагружении. Поэтому все эффекты легирования и структурных изменений, которые способны повысить механические свойства сплавов при растяжении и других статических испытаниях, будут повышать и выносливость.

Предел выносливости многих материалов скоррелирован с их пределом прочности на растяжение. Величина  $\sigma_{-1}$  образцов без надреза составляет  $0,25 - 0,6 \sigma_B$ . На рис. 9.4 суммированы фактические данные по соотношению  $\sigma_{-1}/\sigma_B$  для титановых сплавов с равновесной структурой, получаемой в процессе отжига или закалки со старением, по отечественным и зарубежным данным. Из

рисунка следует, что соотношение  $\sigma_{-1} = (0,4 - 0,6)\sigma_B$  сохраняется с вероятностью более 90%. Однако если принимать меры только для увеличения  $\sigma_B$  и других прочностных характеристик, то этого может оказаться недостаточно для повышения выносливости. Упрочнение будет приводить к затруднению зарождения усталостных трещин. Однако если при этом существенно снизится пластичность, то распространение уже возникшей трещины будет облегчено.

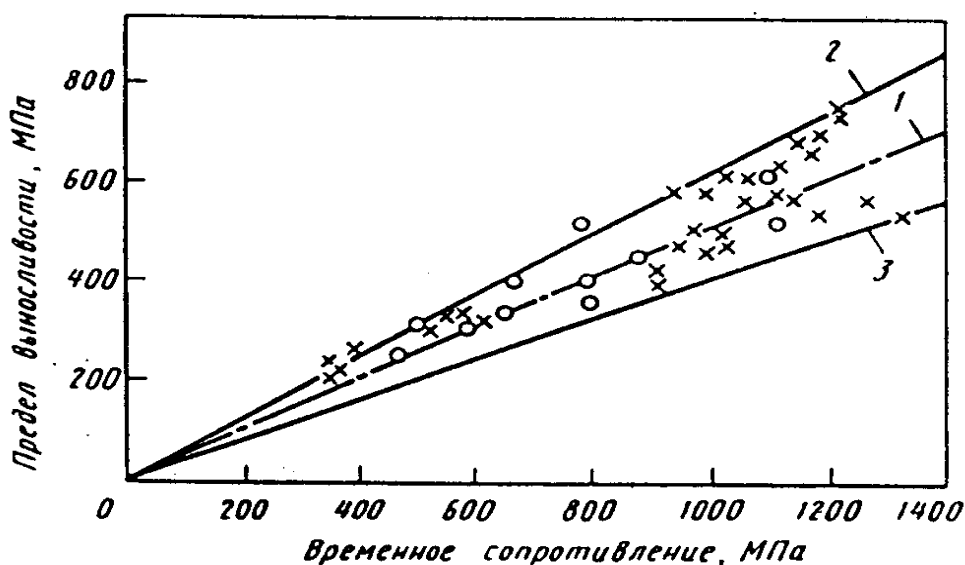


Рис. 9.4. Соотношение между временным сопротивлением  $\sigma_B$  и пределом выносливости  $\sigma_{-1}$  титановых сплавов: линия 1 —  $\sigma_{-1} = 0,5 \times \sigma_B$ ; линия 2 —  $\sigma_{-1} = 0,6 \times \sigma_B$ ; линия 3 —  $\sigma_{-1} = 0,4 \times \sigma_B$  [8]

Характеристики выносливости связаны с сопротивлением распространению трещины, например с вязкостью разрушения  $K_{Ic}$ .

Расчёт вязкости разрушения при циклическом нагружении можно оценить по формуле

$$K_{Ic}^H = \sigma \times \sqrt{\pi \times l_{кр}},$$

где  $\sigma$  — максимальное напряжение цикла,

$l_{кр}$  — длина выращенной усталостной трещины.

Результаты испытаний различных сплавов показали, что  $K_{Ic}^H \approx K_{Ic}$ .

При высоких температурах выносливость прямо пропорциональна сопротивлению ползучести и длительной прочности материала.

### *Чувствительность к концентраторам напряжений.*

Концентратор напряжений количественно оценивается обычно теоретическим коэффициентом концентрации ( $a_\sigma$ ), вычисляемым по теории упругости как отношение максимума местных напряжений у концентратора к средним номинальным значениям, вычисленным без учета последнего. Теоретический коэффициент концентрации характеризует поведение предельно хрупких материалов, у которых номинальная прочность под влиянием концентратора уменьшается в  $a_\sigma$  раз. У металлов номинальная прочность снижается в меньшей степени. Численно это снижение определяется эффективным коэффициентом концентрации  $K_\sigma$ , который представляет собой отношение номинальной прочности гладких образцов к номинальной прочности образцов с концентратором напряжений. Чем ниже  $K_\sigma$ , тем менее чувствителен металл или сплав к концентрации напряжений. Чем ближе  $K_\sigma$  приближается к  $a_\sigma$ , тем более чувствителен он к концентраторам напряжений. Значения прочности титановых сплавов практически не влияют на отношение  $K_\sigma / a_\sigma$ .

*Влияние температуры испытания и параметров структуры на усталостную прочность титановых сплавов.* Изменение температуры качественно не сказывается на характере кривых усталости, по мере её повышения наблюдается смещение этих кривых в сторону более низких напряжений. Если при каких-то температурах испытания сплавов происходят фазовые или структурные изменения, то это приводит к немонотонному изменению характеристик выносливости.

В условиях высокотемпературной усталости, как и при ползучести, формируется субзёрненная структура, характер распространения трещин вместо внутризёрненного часто становится межзёрненным. Трещины зарождаются в стыках между зёрнами или на приграничных порах.

Повышение температуры испытаний титановых сплавов до 500 °С приводит к более значительному снижению предела выносливости материала с

глобулярной структурой, что, по-видимому, связано с меньшей криптоустойчивостью такой структуры при указанной температуре.

В реальных условиях высокотемпературной службы материалов усталостные процессы и ползучесть протекают параллельно. Важное значение имеет усталость в условиях циклического изменения температуры. Если такое изменение температуры происходит при постоянном напряжении, то мы имеем дело с так называемой термической усталостью. Разрушение здесь происходит как в результате циклического нагружения, так и в результате ползучести.

В условиях циклического нагружения при одновременном термоциклировании долговечность материала определяется, во-первых, сопротивлением термической усталости и, во-вторых, способностью к релаксации напряжений путём ползучести.

Обработка титановых сплавов, начиная от слитка и кончая готовым изделием, процесс многооперационный, включающий последовательно сменяющие друг друга нагревы, деформацию при температурах  $\beta$ -, затем  $(\alpha+\beta)$ - или  $\alpha$ -области и охлаждение после каждой операции, затем термическую обработку – одноступенчатую (отжиг) или многоступенчатую (упрочняющую). Каждая из операций в той или иной степени изменяет структуру сплава.

Сопротивление усталости зависит от типа и параметров макро- и микроструктуры. С уменьшением величины зерна сопротивление усталости титана и его сплавов возрастает. Предел выносливости нелегированного титана с крупнозернистой структурой составляет 206–225 МПа, мелкозернистой – 294 МПа.

Сильное влияние параметров микроструктуры на сопротивление усталости показано на рис. 9.5 на примере сплава ВТ6, имеющего различную исходную структуру перед окончательной упрочняющей обработкой – закалка в воде с 800 °С и последующее старение при 500 °С в течение 24 ч. Размеры исходного  $\beta$ -зерна, которые ограничивали длину индивидуальных пластин, составляли 6–10 мкм в бимодальной и 300–600 мкм – в тонкой пластической структурах. При испытаниях на воздухе наибольший предел выносливости



соответствует бимодальной структуре с размерами первичного  $\alpha$ - зерна  $\sim 6$  мкм, а наименьший – грубой пластинчатой и крупнозернистой равноосной. При проведении испытаний в вакууме порядок расположения кривых выносливости несколько иной, но и в этих условиях испытаний наибольшим пределом выносливости обладают образцы с мелкозернистой и тонкой пластинчатой структурой.

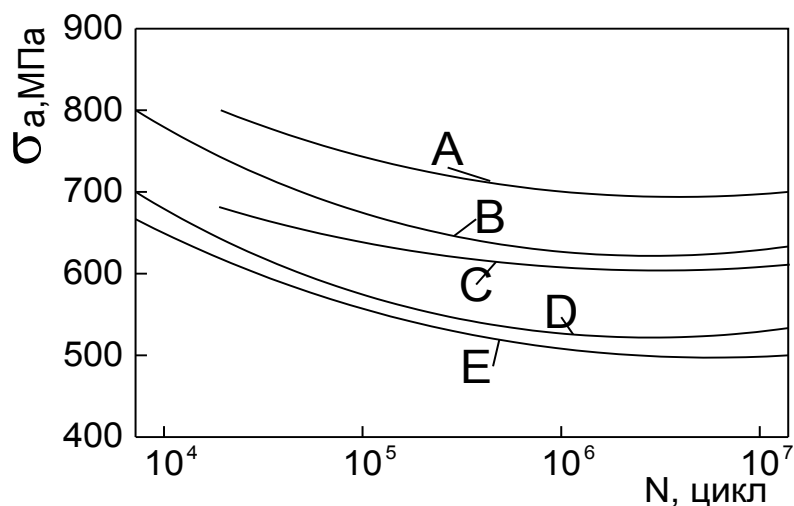


Рис. 9.5. Влияние микроструктуры на кривые усталости сплава ВТ6 ( $R = -1$ ) при испытаниях на воздухе. Структура сплава: *A* – бимодальная, размер первичного  $\alpha$ -зерна – 6 мкм; *B* – тонкая равноосная, размер первичной  $\alpha_1$ -фазы – 2 мкм; *C* – тонкая пластинчатая; *D* – грубая равноосная, размер первичных  $\alpha$ -зёрен – 12 мкм; *E* – грубая пластинчатая [6]

Можно предложить следующую схему оптимизации бимодальной структуры крупных дисков из сплава ВТ6 с целью повышения сопротивления усталости. Во-первых, методами термомеханической обработки создаётся структура, содержащая 25 % первичной  $\alpha$ -фазы. Затем первичные зёрна  $\alpha$ -фазы измельчаются до наименьших размеров, при этом уменьшаются и размеры  $\beta$ -зерна. Однако измельчение размеров первичной  $\alpha$ -фазы до 15–25 мкм не приводит к существенному повышению сопротивления усталости. Дальнейшего увеличения сопротивления усталости можно добиться оптимизацией параметров пластинчатой составляющей структуры, что может быть достигнуто за счёт увеличения скорости охлаждения сплава с температуры рекристаллизационного отжига.

Долгое время полагали, что усталостная прочность сплавов титана с пластинчатой структурой хуже, чем с глобулярной. Позднее было обнаружено, что тонкопластинчатые структуры при мелком  $\beta$ -зерне обеспечивают не меньшую усталостную прочность, чем глобулярные или бимодальные. При этом с увеличением среднего напряжения ( $R$ ) глобулярные и бимодальные структуры теряют своё преимущество перед пластинчатым, особенно при большом числе циклов нагружения. При возрастании  $R$  (от  $-1$  до  $0,2$ ) у сплава ВТ6 с бимодальной структурой всех типов резко снижается циклическая прочность с увеличением числа циклов, и на базе  $2 \times 10^7$  циклов становится предпочтительней пластинчатая структура.

Существенное влияние на предел выносливости  $\sigma_{-1}$  из титановых сплавов оказывает надрез на испытываемых образцах. Возникающая у вершины надреза концентрация напряжений приводит в условиях циклического нагружения к снижению сопротивления разрушению. При этом на образцах с мягким надрезом ( $r \geq 0,25$  мм,  $\alpha_\sigma \leq 3,35$ ) сохраняется преимущество глобулярной структуры не менее 12–15 %, а на образцах с острым надрезом ( $r = 0,10$  мм,  $\alpha_\sigma = 4,60$ ) более высокий предел выносливости (до 20 %) обеспечивает пластинчатая структура. Указанное влияние структуры в условиях циклического нагружения, как и при других видах испытаний, очевидно, объясняется уменьшением величины общей работы разрушения, затрачиваемой на зарождение трещины, которая является максимальной при глобулярной структуре, и соответствующим увеличением доли работы, необходимой для развития трещин, которая выше при пластинчатой структуре.

Усталостные испытания гладких образцов из сплава ВТ9 на пульсирующее растяжение при симметричном цикле ( $R = 0$ ) нагружения (частота нагружения  $f = 2000$  Гц), как и испытания на изгиб с вращением, показали превосходство глобулярной структуры. Однако это превосходство составляет всего 40 МПа (см. табл. 9.1), тогда как при испытании на изгиб с вращением оно равно 120 МПа.

Таблица 9.1

Влияние структуры на сопротивление много- (МНЦУ) и малоциклового (МЦУ) усталости катаных прутков из сплава ВТ9 при испытаниях на пульсирующее растяжение, МПа [6]

Структура	$\sigma_{\max}^*$ при МНЦУ		$\sigma_{\max}^{**}$ при МЦУ	
	$R = 0$	$R > 0$	$R = 0$	$R > 0$
Глобулярная	380	510	360	450
Пластинчатая	340	580	420	540
* – Образцы гладкие, $N = 1 \times 10^7$ цикл.				
** – Образцы с концентратором ( $\alpha_\sigma = 2,48$ ), $N = 5 \times 10^4$ цикл.				

При аналогичных испытаниях в условиях асимметричного цикла ( $R > 0$ ), т. е. со статической подгрузкой ( $\sigma_{\max} = \sigma_B / 4 = 270$  МПа), более высокий уровень предела выносливости имели образцы с пластинчатой структурой. Это, очевидно, результат того, что приложение статической растягивающей нагрузки ускоряет развитие трещин, которое в пластинчатой структуре более затруднено, чем в глобулярной.

Испытания на малоцикловую усталость, выполненные на образцах с надрезом ( $\alpha_\sigma = 2,48$ ) из сплавов ВТЗ-1 и ВТ9 в условиях симметричного и асимметричного ( $\sigma_{\max} = 270$  МПа) циклов нагружения при пульсирующем растяжении ( $f_{\max} = 0,1-0,2$  Гц), позволили установить, что при малом числе циклов ( $N < 10^1-10^2$ ) и, следовательно, высоком уровне напряжений, когда за разрушение ответственно монотонное накопление пластической деформации, разрушающее напряжение при глобулярной структуре на 3–9 % (50–150 МПа) выше, чем при пластинчатой структуре. При повышении числа циклов до значений, при которых разрушение происходит вследствие не только накопления некоторой пластической деформации, но также образования и развития в изломе усталостных трещин ( $N \geq 10^1 - 10^2$  циклов), зависимость малоциклового усталости от структуры неоднозначна. При этом приложение

статического напряжения способствует проявлению превосходства пластинчатой структуры (см. табл. 9.1).

*Влияние масштабного фактора на усталостные свойства.* Влияние масштабного фактора на усталостную прочность сплава ВТЗ-1 в отожжённом состоянии было изучено на образцах диаметром 5; 7,5 и 10 мм при 20 °С. Результаты испытаний приведены в табл. 9.2.

Таблица 9.2.

Влияние масштабного фактора на усталостную прочность сплава ВТЗ-1 при 20 °С (кованные отожжённые прутки) [8]

Диаметр образца, мм	Условия испытания		Результат испытания
	Напряжение, МПа	Число циклов $\times 10^4$	
5,0	550	16,5	Разрушился
	540	15	Разрушился
	535	12	Разрушился
	530	1408,5	Проходил
	500	1251	Проходил
7,5	500	33,25	Разрушился
	490	1290,25	Проходил
	480	1615,25	Проходил
10,0	530	9	Разрушился
	500	16,5	Разрушился
	480	12	Разрушился
	460	1215	Проходил
	450	1147,5	Проходил

Видно, что при уменьшении диаметра образца в два раза (с 10 до 5 мм) предел выносливости сплава ВТЗ-1 повышается с 460 МПа до 530 МПа, т. е. на 15 %.

Такой вывод подтверждается и при испытании серийных лопаток на усталость. Чем меньше размер лопаток, тем выше при прочих равных условиях их предел выносливости.

Влияние масштабного фактора также связывают с качеством поверхности. При увеличении размеров образца (детали) растёт вероятность наличия на его поверхности опасного концентратора напряжений, который вызовет преждевременное усталостное разрушение.

#### *Влияние состояния поверхности на усталостную прочность*

По современным представлениям именно в поверхностных слоях вследствие их физической неравноценности с основным объемом происходят первые пластические деформации, приводящие к усталости. Поэтому качество поверхности и состояние поверхностных слоев металла при его циклическом нагружении имеют заметное значение. Под качеством поверхности обычно понимают шероховатость, т. е. макро- и микрогеометрическую неровность поверхности; под состоянием поверхностных слоев – изменение их физико-механических свойств в результате обработки (главным образом финишной) при изготовлении детали или образца.

Из вышесказанного следует, что для эксплуатационных характеристик стержней качество их поверхности также имеет большое значение. Чувствительность титановых сплавов к неровностям поверхности и к ее дефектам (трещины, острые царапины, забоины и т. д.) можно оценить по чувствительности к концентраторам напряжений. Опыт усталостных испытаний показал, что в этом отношении титан близок к стали. Каких-либо отклонений от обычных закономерностей не обнаружено. В наибольшей степени чувствительны к шероховатости (к рельефу) поверхности высокопрочные титановые сплавы, в наименьшей – технически чистый титан. На рис. 9.6 приведено влияние шероховатости поверхности на предел выносливости образцов титановых сплавов. Эти данные дают качественную картину влияния шероховатости на  $\sigma_{-1}$ , так как трудно отделить влияние шероховатости от способа получения, наклепа поверхности и возникающих на

ней напряжений, искажающих взаимосвязь шероховатости и усталостной прочности. Тем не менее данные на рис. 9.6 свидетельствуют о достаточно сильном снижении предела выносливости при увеличении шероховатости только на один-два порядка.

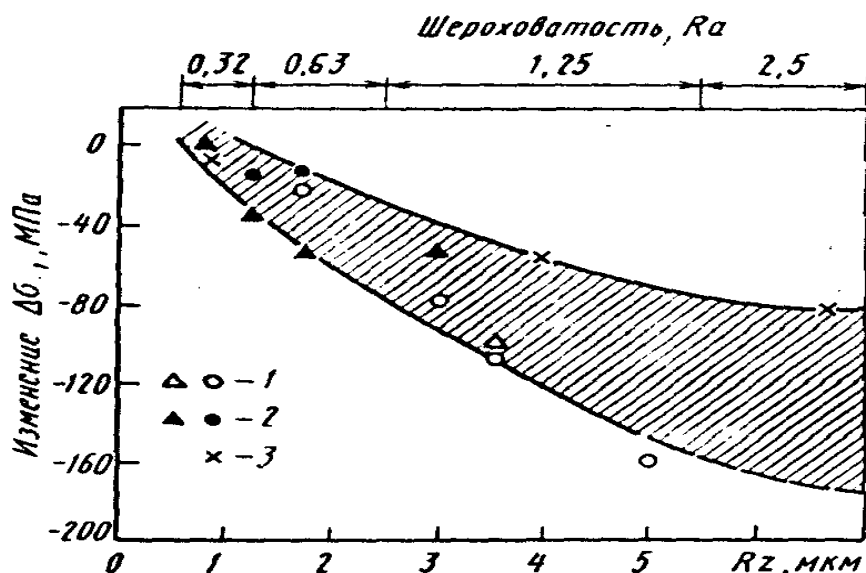


Рис. 9.6. Снижение предела выносливости  $\Delta\sigma_1$  при увеличении шероховатости сплавов ВТ9 (1,2), ВТЗ-1 (3) при 20 (1,3) и 500 °С (2) [8]

На рис. 9.7 показано влияние состояния поверхности на кривые выносливости сплава Ti-6Al-4V с тонкой равноосной микроструктурой при испытаниях на воздухе. Испытания были проведены по схеме изгиба с вращением. Видно, что в зависимости от состояния поверхности предел выносливости сплава может изменяться более чем в 2 раза.

Известно, что механическая обработка поверхности сплавов титана во многом определяет комплекс усталостных свойств. В результате исследований установлено, что наименьшее влияние на предел выносливости оказывает очень осторожная конечная обработка поверхности: снятие тонкой стружки (толщиной до 0,1 мм) лезвийным инструментом при небольших подачах и скоростях резания с последующим ручным полированием мелкой шкуркой примерно до  $R_a = 0,63...0,32$ . При этой финишной обработке наблюдаются наиболее устойчивые и стабильные значения предела выносливости титановых сплавов. Именно поэтому все другие виды его поверхностной обработки по

влиянию их на усталость обычно сравнивают с этой общепринятой «стандартной» обработкой.

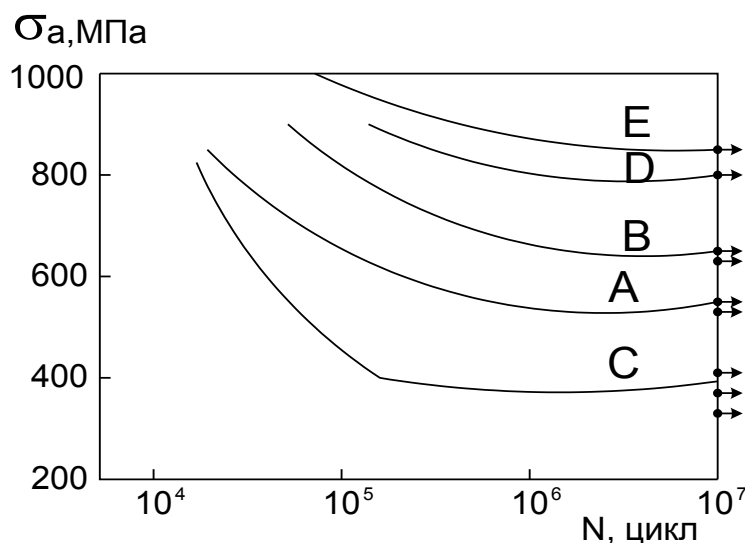


Рис. 9.7. Кривые усталости сплава Ti-6Al-4V с тонкой равноосной структурой ( $R = -1$ ); Состояние поверхности: *A* – электролитическая полировка; *B* – дробеструйное упрочнение; *C* – *B* + 500 °C, 1 ч; *D* – *C* + снятие поверхностного слоя глубиной 20 мкм; *E* – *B* + снятие поверхностного слоя глубиной 20 мкм [6]

Режим и технология точения лезвийным инструментом также могут влиять на усталостную прочность. Высокая скорость резания и большая подача заметно снижают предел выносливости вследствие повышения шероховатости поверхности и появления неблагоприятных поверхностных напряжений. Однако имеются режимы резания, создающие поверхностный наклеп и сжимающие напряжения. Замечено отрицательное влияние на сопротивление усталости титановых сплавов охлаждения жидкостями (вода, эмульсия и т. п.) при высоких скоростях резания. В этом случае происходит поверхностное наводороживание и даже появление гидридных пленок и слоев, способствующих возникновению растягивающих напряжений и хрупкости поверхности. Виды и режимы обработки оказывают более сильное влияние на выносливость на образцах с концентратором напряжений, чем на гладких

образцах, поэтому качеству обработки в районах концентрации должно быть уделено особое внимание. Во всех случаях конечные операции механической обработки деталей из сплавов титана, подвергающихся систематическим циклическим нагрузкам, необходимо строго регламентировать, а еще лучше предусмотреть специальную поверхностную обработку, снимающую все неблагоприятные поверхностные явления и упрочняющую металл.

Так, абразивная шлифовка, особенно на форсированных режимах, снижает усталостную прочность титановых сплавов по сравнению с обработанными точением образцами. Шлифованные образцы обладают значительно меньшим сопротивлением усталости по сравнению с обработанными точением образцами. Отжиг приводит к снятию остаточных напряжений (как растягивающих, так и сжимающих). Поэтому сопротивление усталости точёных образцов после отжига снижается, а шлифованных – повышается (рис. 9.8). Вместе с тем в ряде работ отмечается, что при соблюдении оптимальных режимов обработки на всех операциях технологического процесса шлифованные образцы обладают более высоким сопротивлением усталости, чем точёные (табл. 9.3).

При механической обработке в поверхностном слое образуется два рода остаточных напряжений – растягивающие и сжимающие. Сжимающие напряжения повышают предел усталости, растягивающие – снижают. Вид напряжений, их величина, глубина распространения зависят от вида механической обработки, режима обработки (скорость резания, скорость подачи), геометрии режущего инструмента, а также от ряда технологических факторов – обработки давлением, режима термообработки и др.

Влияние остаточных напряжений на циклическую прочность сплава ВТ3-1 показано на рис. 9.9.

При уменьшении растягивающих напряжений и переходе их в сжимающие усталостная прочность линейно возрастает.



Таблица 9.3

Влияние вида механической обработки на предел выносливости сплава ВТ3-1 [6]

№	Вид механической обработки и параметры шероховатости	$\sigma_{-1}$ , МПа
1	Точение, $R_d = 5 \dots 2,5$ мкм	310
2	Точение, шлифование, $R_d = 1,25$ мкм	360
3	Точение, шлифование, $R_d = 1,25$ мкм, + + шлифование, $R_d = 0,63$ мкм	460
4	Точение, шлифование, $R_d = 1,25$ мкм, + + шлифование, $R_d = 0,32$ мкм	480
5	Точение, шлифование, $R_d = 1,25$ мкм, + + шлифование, $R_d = 0,16$ мкм	480

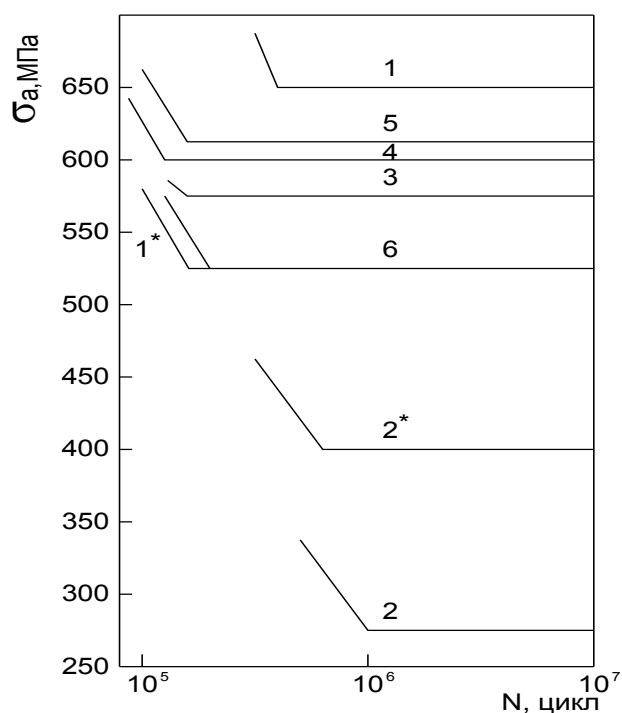


Рис. 9.8. Кривые усталости гладких образцов из сплава ВТ9, обработанных различными способами [6]: 1 — точением; 2 — шлифованием; 1\*, 2\* — отжигом после соответствующей обработки; 3 — полированием поперёк оси образца; 4 — полированием вдоль оси образца; 5 — точением (с альфированным слоем); 6 — полированием (с альфированным слоем) [6]

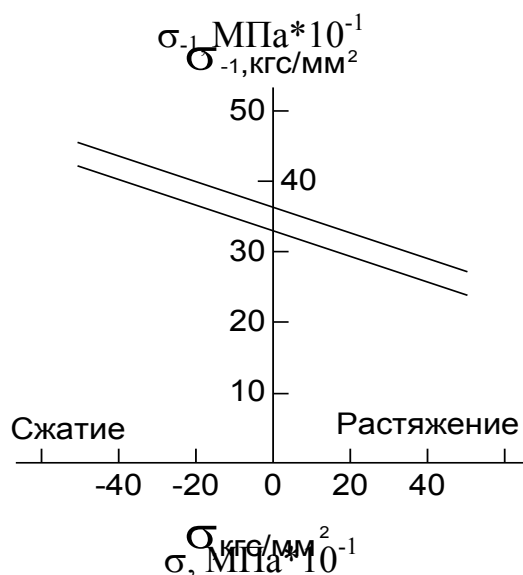


Рис. 9.9. Влияние остаточных напряжений на  $\sigma_{-1}$  сплава ВТ3-1 [5]

Обработка поверхности шлифованием приводит к снижению предела усталости сплава Ti-4Al на 20–25 % по сравнению с пределом усталости этого сплава после токарной обработки. Аналогичная картина наблюдается и для сплава ВТ3-1 (рис. 9.10).

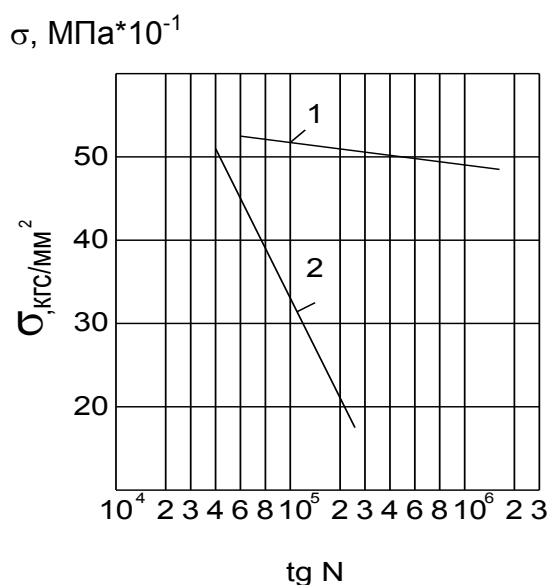


Рис. 9.10. Кривые усталости сплава ВТ3-1:

1 – обработка точением, 2 – обработка шлифованием [5]

В настоящее время имеется значительное количество экспериментальных данных, из которых следует, что соответствующим подбором абразивных материалов, скорости охлаждения, режимов резания удаётся снизить уровень

растягивающих напряжений при шлифовании. Но полностью устранить растягивающие напряжения не удаётся.

Неблагоприятное влияние шлифования на предел усталости может быть устранено либо дополнительной упрочняющей механической обработкой (дробью, накатыванием), либо удалением поверхностного слоя электрохимической обработкой. Дополнительная дробеструйная обработка с применением дроби малого диаметра позволяет существенно повысить предел усталости сплава Ti-4Al-4Mn. При максимальном растягивающем напряжении 560 МПа число циклов до разрушения увеличивается с 10 000 (после шлифования) до 100 000 (после обработки дробью). Воздействие обработки дробью малого диаметра сводится к созданию на поверхности изделия серии мелких углублений. Суммарный эффект таких углублений в отношении концентрации напряжений значительно меньше, чем после шлифования в результате наличия шлифовальных царапин. Кроме того, обработка дробью создаёт существенный наклёп в поверхностном слое, повышая этим усталостную прочность.

Электрохимическая обработка титановых сплавов ухудшает их усталостные свойства. Предел усталости на базе  $2 \times 10^7$  циклов для сплава BT8 после электрохимической обработки составляет 310–340 МПа, что на 190 МПа ниже, чем в исходном состоянии (после механической обработки). Значительное снижение предела усталости в результате электрохимической обработки обусловлено двумя основными факторами: снятием наклёпа и растравливанием поверхности по границам зёрен. Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что процесс электрохимической обработки в качестве окончательной операции при изготовлении деталей из титановых сплавов не следует применять.

Электрополирование поверхности после электрохимической обработки приводит к значительному повышению чистоты поверхности и тем самым к восстановлению предела усталости. Удаление поверхностного слоя электрохимической обработкой путём обработки наждачной бумагой позволяет

существенно повысить предел усталости. Снятие слоя толщиной 0,02 мм позволяет повысить предел усталости сплава ВТ8 до 440–460 МПа, что на 120–130 МПа выше предела усталости после электрохимической обработки. Удаление слоя толщиной 0,03–0,08 мм позволяет полностью восстановить предел усталости сплава ВТ8.

*Влияние коррозионной среды на усталостные свойства сплавов титана.*

Коррозионная среда отрицательно влияет на сопротивление усталости практически всех широко применяемых конструкционных металлов и сплавов. Например, в речной воде, являющейся сравнительно малоагрессивной средой, предел выносливости коррозионно-стойких сталей снижается на 10–30 %, углеродистых и легированных конструкционных сталей в 1,5–2 раза, высокопрочных алюминиевых сплавов в 2–3 раза. Особенно сильное воздействие среды наблюдается при наличии концентрации напряжений. Как правило, в коррозионных средах не наблюдается физический предел усталости, поэтому при большом числе циклов ( $10^8$ – $10^9$ ) нагружения несущая способность образца может оказаться очень низкой. Это заставляет значительно увеличить запасы прочности конструкций, подвергающихся циклическим нагрузкам и работающих в коррозионной среде.

Исследование сплавов титана как конструкционного металла показали его высокую коррозионно-усталостную прочность в различных агрессивных средах. Это было неоднократно проверено на гладких и надрезанных образцах технически чистого титана различного качества и различных сплавов при  $N \geq 10^7$  циклов. При этом установлено, что малая чувствительность к коррозионной среде (3%-ный раствор NaCl) титана и многих сплавов на его основе (Ti-4Al-4Mn, Ti-6Al-4V и др.) сохраняется при различной термообработке, структуре и текстуре, частоте и виде нагружения. Как видно из табл. 9.4, где обобщены данные о коррозионно-усталостной прочности некоторых титановых сплавов, технически чистый титан различного качества нечувствителен к коррозионной среде при испытаниях на усталость.

Таблица 9.4.

Коррозионно-усталостная стойкость титановых сплавов при  $N = 10^7$  циклов [8]

Материал, вид образца, характер нагружения	$\sigma_b$ , МПа	Предел выносливости, МПа			
		воздух	пресная вода	водный р-р 3 % NaCl	3%NaCl
1.Технически чистый титан марки BT1-1	—	—	—	—	—
а) Кованный пруток, изгиб:	575	—	—	—	—
гладкие образцы	—	302	—	326	—
надрезанные образцы	—	105	—	108	—
растяжение - сжатие:	495	—	—	—	—
гладкие образцы	—	268	280	—	—
б) Горячекатаный лист, изгиб:	460	—	—	—	—
гладкие образцы	—	251	—	—	255
надрезанные образцы	—	162	—	—	153
Марки BT1-0, пруток, изгиб:	—	—	—	—	—
гладкие образцы	495	294	—	299	—
Марки ИМП-1, пруток, изгиб:	—	—	—	—	—
гладкие образцы	930	460	—	490	—
Титан американского производства:	—	—	—	—	—
пруток, изгиб: гладкие образцы	617	352	380	372	—
2.Сплав BT5, пруток, изгиб:	825	—	—	—	—
гладкие образцы	—	274	—	255	—
Сплав Ti-4Al (типа BT5):	745	—	—	—	—
горячекатаный лист, изгиб:	—	—	—	—	—
гладкие образцы	—	284	—	284	—
надрезанные образцы, кручение	—	118	—	118	—
гладкие образцы	—	118	—	98	—
3.Сплав ПТЗВ:	785	—	—	—	—
Пруток, изгиб, гладкие образцы	—	333	—	354	—
4.Сплав BT3-1, пруток, изгиб:	980	—	—	—	—
гладкие образцы	—	510	—	470	—
изгиб	—	533	—	323	—
5.Сплав BT8, пруток, гладкие образцы,	—	—	—	—	—
изгиб: термоулучшение	—	490	—	460	—
вакуумный отжиг при 950 °С, 12ч	—	411	—	392	—

Для детального изучения коррозионно-усталостной прочности были проведены более широкие испытания на сплаве ВТ6. Базовое число нагружений составляло при нагружении на воздухе  $10^7$  циклов, а при испытании в 3%-ном растворе NaCl  $3 \times 10^7$  циклов. Чтобы более точно установить, на какой стадии появления или развития трещины действует коррозионная среда, были проведены исследования поверхности испытанных образцов под электронным микроскопом (при долговечностях, близких к появлению трещины). Показано, что коррозионная среда ускоряет процесс развития микронадрывов в макротрещины, т. е. на стадии развития первых нарушений сплошности поверхности в макроскопические трещины. В то же время место начала появления усталостной трещины и на воздухе, и в коррозионной среде одно и то же – вдоль полос скольжения через  $\alpha$ -фазу или через двойники. На первой стадии микроскопические трещины распространяются главным образом по линиям (по плоскостям) сдвигов.

Относительно слабое влияние коррозионной среды связано с присущим титановым сплавам продолжительным инкубационным периодом до появления трещины при многоцикловом нагружении. Длительность этого периода определяется временем, необходимым для возникновения на поверхности образца первых разрывов защитной оксидной пленки, происходящих вследствие локальных пластических сдвигов в приповерхностных областях. При малых амплитудах напряжений защитные пленки в основном сохраняются или успевают восстановиться. Этим и объясняется малая чувствительность многоциклового усталостной прочности титановых сплавов ко многим коррозионным средам.

*Контрольные вопросы для самопроверки по эксплуатационным свойствам титановых сплавов:*

1. Что такое хладостойкость и основные требования к хладостойким материалам?
2. Влияние примесей и параметров микроструктуры на характеристики хладостойкости?
3. Способы повышения хладостойкости титановых сплавов.
4. Основные хладостойкие сплавы титана и области их применения.
5. Что такое жаропрочность и ее основные характеристики?
6. Влияние легирования на характеристики жаропрочности титановых сплавов.
7. Роль параметров микроструктуры в формировании жаропрочных свойств титановых сплавов.
8. Основные требования, предъявляемые к изделиям, работающим при повышенных температурах.
9. Основные группы жаропрочных сплавов титана.
10. Влияние интерметаллидных фаз на характеристики жаропрочности титановых сплавов
11. Что такое усталость и ее основные характеристики?
12. Методика проведения испытаний на усталость.
13. Какие процессы протекают при циклических нагружениях в металле перед разрушением?
14. С какими механическими свойствами связаны характеристики усталости титановых сплавов?
15. Влияние параметров структуры на усталостные свойства?
16. Что такое масштабный фактор и как он влияет на усталость?
17. Роль качества поверхности в изменении характеристик усталостных свойств.
18. Взаимосвязь усталостных свойств с процессами коррозии.

### Библиографический список

1. Производство фасонных отливок из титановых сплавов/ Бибииков Е. Л. и [и др.]. М.: Металлургия, 1983. 296 с.
2. Полуфабрикаты из титановых сплавов; под ред. Б. А. Колачева. М.: ОНТИ ВИС, 1996. 581 с.
3. Сварка и свариваемые материалы: в 3 т. Т.1. Свариваемость материалов : справ. изд. ; под ред. Э. Л. Макарова. М.: Металлургия, 1991. С. 352–361.
4. Колачев Б. А. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов: учеб. пособие для студентов вузов / Б. А. Колачев, Р. М. Габидулин, Ю. В. Пигузов. М.: Металлургия, 1980. 279 с.
5. Колачев Б. А. Механические свойства титана и его сплавов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, А. А. Буханова. М.: Металлургия, 1974. 544 с.
6. Колачев Б. А. Титановые сплавы разных стран/ Б. А. Колачев, И. С. Полькин, В. Д. Талалаев. М.: ВИС, 2000. 320 с.
7. Солонина О. П. Жаропрочные титановые сплавы / О.П. Солонина, С. Г. Глазунов. М.: Металлургия, 1976. 448 с.
8. Горынин И. В. Титановые сплавы в машиностроении / И.В. Горынин, Б. Б. Чечулин. Л.: Машиностроение, 1990. 400 с.



## ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ .....	3
Часть 1. Технологические свойства титановых сплавов .....	4
1. Основные факторы, влияющие на технологические свойства титана и его сплавов.....	4
2. Литейные свойства титана и его сплавов.....	10
3. Деформационные свойства титана и его сплавов.....	26
4. Свариваемость титановых сплавов.....	47
5. Механическая обработка титановых сплавов.....	62
6. Прокаливаемость титановых сплавов.....	70
Часть 2. Эксплуатационные свойства титановых сплавов .....	82
7. Хладостойкость титановых сплавов.....	82
8. Жаропрочность титановых сплавов.....	93
9. Усталостные свойства титановых сплавов.....	109
Библиографический список.....	135

